

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«БЕЛГОРОДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ
ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»
(Н И У « Б е л Г У »)

ИНСТИТУТ ИНЖЕНЕРНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ И ЕСТЕСТВЕННЫХ НАУК

КАФЕДРА МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И НАНОТЕХНОЛОГИЙ

**МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
СТАЛЕЙ ТИПОВ 316L И S700MC, ПОДВЕРГНУТЫХ
РАЗЛИЧНЫМ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКИМ
ОБРАБОТКАМ, С ЦЕЛЬЮ СОЗДАНИЯ
БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА**

Выпускная квалификационная работа бакалавра

очной формы обучения

направления подготовки 22.03.01 Материаловедение и технологии материалов

4 курса группы 07001212

Луговской Анастасии Сергеевны

**Научный руководитель
д. ф.-м. н., проф. Кайбышев Р.О.**

БЕЛГОРОД, 2016

Оглавление

Введение	4
Глава 1 Обзор литературы	6
1.1 Общие характеристики исследуемых сталей.....	6
1.1.1 Коррозионностойкая аустенитная сталь типа 316L	6
1.1.2 Высокопрочная низкоуглеродистая сталь типа S700MC.....	8
1.2 Деформационно-термическая обработка исследуемых сталей	18
1.2.1 Деформационно-термическая обработка коррозионностойкой аустенитной стали типа 316L.....	19
1.2.2 Деформационно-термическая обработка высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC	20
1.3 Динамический возврат и динамическая рекристаллизация	22
1.3.1 Динамический возврат.....	22
1.3.2 Прерывистая динамическая рекристаллизация	24
1.3.3 Непрерывная динамическая рекристаллизация	26
1.4 Слоистые конструкционные металлические материалы и способы их получения	28
1.5 Постановка задач исследования.....	32
Глава 2 Материал и методики исследования.....	34
2.1 Материал исследования	34
2.2 Продольная прокатка стали	35
2.3 Термомеханическая обработка.....	36
2.4 Темпформинг.....	36
2.5 Методика проведения испытания стали на растяжение для определения механических свойств при комнатной и повышенных температурах	37
2.6 Методика проведения испытания стали на ударный изгиб при комнатной и пониженных температурах	38
2.7 Методика проведения микроструктурных исследований	40

2.8 Методика определения разориентировки границ зерен методом EBSD-анализа	41
Глава 3 Результаты исследований и их обсуждение.....	42
3.1 Металлографические исследования.....	42
3.1.1 Исходные микроструктуры и механические свойства сталей типов 316L и S700MC	42
3.1.2 Микроструктуры сталей типов 316L и S700MC, подвергнутых различным деформационно-термическим обработкам	44
3.2 Влияние температуры прокатки на механические свойства коррозионностойкой аустенитной стали типа 316L	47
3.3 Влияние деформационно-термической обработки на механические свойства и ударную вязкость высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC	49
3.4 Высокотемпературные свойства сталей типов 316L и S700MC.....	53
3.5 Разработка оптимального режима деформационно-термической обработки для биметаллического листа	55
Выводы.....	58
Список литературы	60

Введение

В настоящее время железнодорожные и автомобильные цистерны для широкого класса грузов изготавливаются из стали 09Г2С, а также биметаллического листа ВСтЗсп5 + 12Х18Н10Т. Предел прочности этих сталей не превышает 550 МПа, а величина ударной вязкости 40 Дж/см² при комнатной температуре. Предел текучести этих сталей не более 350 МПа и 250 МПа, соответственно. Ударная вязкость КСЧ сталей 09Г2С и ВСтЗсп5 при -60 °С не превышает 34 Дж/см², а ударная вязкость нержавеющей стали существенно выше и может достигать 160 Дж/см². Совершенствование конструкций цистерн идет по пути уменьшения их веса. В настоящее время основной выигрыш в весе цистерн может дать уменьшение веса ее котла за счет снижения толщины стенок, но для этого необходимо повысить прочность сталей, из которых изготавливаются котлы цистерн. Решение данной задачи требует применения свариваемых сталей с пределом прочности близким к 1000 МПа. С другой стороны, к котлам цистерн нового поколения предъявляются требования по коррозионной стойкости, что важно для транспортировки продуктов нефтехимии, а также пищевых продуктов. Для того чтобы обеспечить необходимую коррозионную стойкость конструкции, применяют нержавеющие стали, имеющие низкий предел текучести. Разрешить противоречие между прочностными и коррозионными свойствами сталей позволяет применение биметалла, в котором основной слой должен обладать высокой прочностью, а поверхностный слой будет представлять собой лист из нержавеющей стали. Таким образом, необходима разработка новой технологии изготовления биметаллических листов, обладающих высокими прочностными свойствами. Одним из перспективных методов получения биметаллических конструкционных материалов является электрошлаковая наплавка. Применение данной технологии позволит осуществить переход от энергозатратной и трудоемкой пакетной прокатки, а также заменить материала основного слоя биметаллического листа на

современные высокопрочные стали типа S700MC, прочностные характеристики которых возможно повысить в результате применения термомеханической обработки. Получение биметаллического листа, состоящего из высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC, используемой в качестве основного слоя, и аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L, применяемой в качестве наплавляемого слоя, требует разработки оптимального режима деформационно-термической обработки, позволяющего получить комплекс улучшенных физических и механических свойств.

Глава 1 Обзор литературы

1.1 Общие характеристики исследуемых сталей

1.1.1 Коррозионнотойкая аустенитная сталь типа 316L

Аустенитные нержавеющие стали являются одним из наиболее часто используемых конструкционных материалов [1]. Такое широкое распространение в различных отраслях промышленности связано с благоприятной комбинацией их свойств, таких как: пластичность, ударная вязкость, свариваемость и коррозионная стойкость.

Структура нержавеющих сталей зависит от содержания углерода, хрома и никеля. Сталь с содержанием углерода 0,1% в результате медленного охлаждения приобретает многофазную структуру аустенита с небольшим количеством феррита и карбидов. Такая многофазная структура не обеспечивает хорошей коррозионной стойкости и пластичности. И то и другое можно получить закалкой стали из однофазной аустенитной области. Быстрое охлаждение в воде фиксирует структуру, которая была при нагреве, так как полиморфное превращение не успевает пройти, а избыточные фазы выделиться [2].

Однофазное закалочное состояние, при котором весь хром находится в твердом растворе, обеспечивает стали максимальную коррозионную стойкость в окислительных средах. Такая структура придает сталям наилучшую пластичность, что позволяет подвергать их холодной пластической деформации, в процессе которой они хорошо наклепываются и упрочняются, несколько теряя при этом в коррозионной стойкости.

При нагреве закаленной стали аустенит распадается с выделением по границам мелкодисперсных карбидов хрома, в результате чего границы обедняются хромом. При сплошном обеднении границы становятся анодами. Коррозионное разрушение приобретает опасный межкристаллитный

характер. Склонность к межкристаллитной коррозии в аустенитных сталях появляется после нагрева при определенных температурах и выдержках в процессе обработки или в условиях эксплуатации [2].

Все способы борьбы с появлением склонности к межкристаллитной коррозии направлены на предотвращение выделений хрома из аустенита. С этой целью уменьшают содержание углерода в стали либо вводят более сильный карбидообразующий элемент, который связывает весь углерод в карбид, а хром остается в твердом растворе. К таким элементам относят титан, содержание которого должно более чем в 5 раз превышать содержание углерода, а также ниобий [2].

Введение меди в нержавеющую сталь аустенитного класса позволяет повысить температуру их эксплуатации на 80-100 °С [3, 4]. Легирование медью позволяет получить существенный прирост длительной прочности и предела ползучести аустенитных сталей при сохранении хорошей обрабатываемости и свариваемости. В то же время установлено [5, 6], что в исходной структуре термически обработанной стали какие либо выделения меди отсутствуют [7].

Легирование азотом, растворимость которого в аустените при нормальной температуре достигает 1 %, повышает его прочность при комнатной и повышенных температурах.

Никель, в свою очередь, входит в твердый раствор с железом и упрочняет его, увеличивает ударную вязкость и прокаливаемость, повышает сопротивление коррозии, тем самым расширяя область применения аустенита.

Для повышения качества сталей примеси, такие как марганец и кремний, находятся в стали в заданном количестве. При содержании марганца от 0,9 % прочность стали повышается без значительного снижения ее пластичности. Кремний, содержание которого в обыкновенных сталях не превышает 0,35 %, не оказывает существенного влияния на свойства стали. А

фосфор, в свою очередь, относится к нежелательным загрязняющим примесям. Фосфор делает сталь хрупкой (хладноломкой).

Основным недостатком аустенитных нержавеющей сталей является низкий предел текучести, который существенно ограничивает сферу их применения. Существует несколько способов повышения прочностных свойств конструкционных сталей. Один из способов основан на дисперсионном упрочнении за счет однородного выделения в структуре стали дисперсных упрочняющих частиц в процессе термической обработки. Увеличение прочности в сталях также может быть достигнуто в результате структурного упрочнения, заключающегося в зернограницном и субструктурном (дислокационном) упрочнении. Наиболее эффективным способом измельчения зерен в аустенитных нержавеющей сталях является применение горячей или теплой деформационной обработки, сопровождаемой развитием динамической рекристаллизации.

1.1.2 Высокопрочная низкоуглеродистая сталь типа S700MC

В настоящее время замена углеродистых сталей на низколегированные получила широкое распространение благодаря тому, что это позволяет уменьшить массу строительных конструкций, получить значительную экономию металла (до 50—80 %), повысить надежность конструкций, особенно уменьшить их склонность к хрупким разрушениям, а также решить целый ряд других задач.

Высокая прочность ($\sigma_T = 450—750$ МПа) низколегированных сталей должна сочетаться с низкой склонностью к хрупким разрушениям. Но одновременное повышение прочности и снижение хладноломкости является весьма сложной проблемой. Решение осуществляется несколькими путями: карбонитридным упрочнением сталей, термической обработкой, контролируемой прокаткой, созданием малоперлитных и бейнитных сталей.

Карбонитридное упрочнение сталей представляет собой способ воздействия на структуру и свойства сталей посредством образования упрочняющих дисперсных карбонитридных фаз при легировании стали ванадием и ниобием (иногда дополнительно алюминием и титаном) в сочетании с повышенным содержанием азота (до 0,030 %). Главными факторами карбонитридного упрочнения являются: дисперсионное упрочнение, измельчение среднего размера зерна стали, а при определенной технологии — образование субзеренной структуры. Вследствие этого стали с карбонитридным упрочнением обладают наивысшей прочностью и наименьшей температурой перехода из вязкого состояния в хрупкое.

Введение в сталь повышенного содержания азота (до 0,030 %) приводит к образованию комплексных фаз — карбонитридов: V(C, N) и Nb(C, N), а также нитридов AlN. Стали с азотом и карбидообразующими элементами обладают значительно более высокими механическими свойствами.

Стали с карбонитридным упрочнением применяют для изготовления наиболее ответственных сварных металлоконструкций, эксплуатируемых в обычных климатических условиях, а также в сооружениях северного исполнения, эксплуатируемых в районах с температурой ниже - 40°C. Достигаемая при этом экономия металла в сравнении с его расходом на конструкции из обычной низколегированной стали типа 10Г2С1 и 14Г2 составляет 15-30 %, а по сравнению с конструкциями из углеродистой стали Ст3 около 30—50 %.

Малоперлитные стали имеют пониженное содержание углерода (до 0,10 %), что приводит к уменьшению количества перлита в стали, а следовательно, к повышению ударной вязкости и пластичности, снижению порога хладноломкости и улучшению свариваемости. При этом снижение прочностных характеристик компенсируется введением в сталь карбонитридообразующих элементов — ванадия, ниобия, азота и алюминия. Следовательно, малоперлитные стали являются разновидностью сталей с

карбонитридным упрочнением при пониженном в них содержании углерода. Такая сталь имеет мелкозернистую структуру феррита с дисперсными карбонитридами ванадия и ниобия и небольшим количеством перлита (до 5—10 %).

Низкоуглеродистые *бейнитные стали* благодаря легированию имеют такую устойчивость переохлажденного аустенита, которая обеспечивает после контролируемой прокатки превращения аустенита с образованием продуктов промежуточного превращения — игольчатого феррита.

Дополнительно к механизмам упрочнения, действующим в сталях с карбонитридным упрочнением после контролируемой прокатки, в низкоуглеродистых бейнитных сталях имеется повышенная плотность дислокаций (деформационное упрочнение) [8, 9].

Упрочнение феррито-перлитных сталей при легировании

Предел текучести стали определяется уравнением Холла—Петча:

$$\sigma_T = \sigma_i + K_y d^{-1/2} \quad (1.1)$$

где σ_i в феррито-перлитных сталях характеризуется напряжением трения решетки α -железа σ_0 , твердорастворным упрочнением $\Delta\sigma_{тр}$, упрочнением за счет образования перлита $\Delta\sigma_{п}$, деформационным упрочнением $\Delta\sigma_{д}$, дисперсионным упрочнением $\Delta\sigma_{д.у}$. Произведение $K_y d^{-1/2}$ представляет собой зернограничное упрочнение $\Delta\sigma_3$.

Влияние перечисленных механизмов упрочнения на предел текучести стали линейно аддитивно, т. е. может быть просуммировано. Поэтому предел текучести феррито-перлитной стали можно рассматривать как сумму следующих компонент:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \Delta\sigma_{тр} + \Delta\sigma_{п} + \Delta\sigma_{д} + \Delta\sigma_{д.у} + \Delta\sigma_3. \quad (1.2)$$

Доля вклада отдельных факторов упрочнения в общий предел текучести неодинакова. Рассмотрим влияние легирования стали на указанные компоненты упрочнения.

Напряжение трения решетки α -железа (σ_0) определяется напряжением Панерлса — Набарро.

$$\sigma_0 = 2G \cdot 10^{-4} \quad (1.3)$$

Его значение для железа теоретически равно 17 МПа. Экспериментально полученные для железа значения $\sigma_0 = 30 - 40$ МПа.

Упрочнение α -твердого раствора при легировании может быть просуммировано по уравнению (4):

$$\Delta\sigma_{\text{тр}} = \sum_{i=1}^n k_i C_i \quad (1.4)$$

если известны коэффициенты упрочнения феррита отдельными легирующими элементами (k_i) и их концентрация в феррите (C_i).

В феррито-перлитных сталях свойства легированного феррита существенно определяют уровень их механических свойств. Можно приблизительно считать, что такие некарбидообразующие элементы, как Si, Ni, P, целиком входят в состав феррита. Медь мало растворима в феррите и образует самостоятельную фазу. В феррите горячекатаных сталей (нормализованных), как показывают опытные данные, обычно растворено — 0,01- 0,02 % (C+N). Остальное количество углерода и азота связано в цементит и специальные карбиды и нитриды. Из числа карбидообразующих элементов (Mn, Cr, Mo, Nb, V, Ti) практически целиком связаны в специальные карбиды Nb, V и Ti. Нитридообразующий элемент Al обычно полностью связан в нитриды и неметаллические включения. Молибден и хром входят в состав карбидной фазы и частично растворены в феррите. Относительно слабый карбидообразующий элемент марганец самостоятельных карбидов в стали не образует и фактически целиком растворен в феррите. Следовательно, в низколегированных феррито-перлитных сталях Mn, Si, Ni и P целиком растворены в феррите, V, Nb, Ti и Al полностью входят в состав карбонитридной фазы, а Cr и Mo распределены между ферритом и карбидами. Учитывая невысокую концентрацию Cr и Mo в низколегированных сталях и малые значения их коэффициентов упрочнения, влиянием этих элементов на прочность феррита можно пренебречь. Таким образом, основными легирующими элементами,

определяющими твердорастворное упрочнение феррито-перлитных сталей, являются Mn, Si, Ni и P.

Упрочнение за счет перлита $\Delta\sigma_{\text{п}}$ определяется содержанием перлитной составляющей в структуре стали и ее дисперсностью, т. е. зависит от состава стали, устойчивости переохлажденного аустенита и скорости охлаждения из аустенитного состояния. Легирующие элементы (Mn, Cr, Ni, Mo и др.) увеличивают устойчивость переохлажденного аустенита, вследствие чего при охлаждении после горячей прокатки (или в процессе нормализации) будут образовываться более низкотемпературные продукты распада аустенита. Как правило, феррито-перлитная структура стали сохраняется, но в ней несколько увеличивается количество перлитной составляющей вследствие образования псевдоперлита (перлит с содержанием углерода меньше эвтектоидного). В ряде сталей возможно образование продуктов распада по верхней части промежуточной области. Сильные карбидообразователи (Nb, V, Ti и др.) будут повышать устойчивость аустенита, если они растворены в аустените, в том случае, когда эти элементы связаны с карбонитридной фазой, устойчивость аустенита будет уменьшаться вследствие их зародышевого влияния на распад аустенита и связывания части углерода в специальные карбиды. Последнее приведет к некоторому уменьшению количества перлита в структуре стали. Однако основным элементом, определяющим количество перлита, является углерод. Вклад перлитной составляющей в предел текучести стали с ферритной основой учитывают путем умножения эмпирического коэффициента на процент перлита. Для низколегированных сталей справедлива формула:

$$\Delta\sigma_{\text{п}} = 2,4\Pi \quad (1.5)$$

где Π — перлитная составляющая в объеме стали, %, 2,4 - эмпирический коэффициент, его размерность — МПа/% Π .

Деформационное упрочнение $\Delta\sigma_{\text{д}}$, или упрочнение в результате повышения плотности дислокаций, как известно, определяется зависимостью

$$\Delta\sigma_{\text{д}} = \alpha m G b \rho^{1/2} \quad (1.6)$$

где α — коэффициент, зависящий от характера взаимодействия дислокаций при деформационном упрочнении; m — ориентационный множитель.

Для α -железа $m=2,75$, а произведение $\alpha m \approx 0,5$; G — модуль сдвига железа ($G = 84000$ МПа); b — вектор Бюргерса железа ($b=0,25$ нм); ρ — плотность дислокаций.

Значения $\Delta\sigma_d$ становятся существенными при $\rho > 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ($\Delta\sigma_d > 100$ МПа), т. е. когда сталь заметно наклепана в результате закалки или холодной деформации или когда не полностью прошли процессы рекристаллизации после горячей пластической деформации.

Дисперсионное упрочнение $\Delta\sigma_{д.у.}$, или упрочнение дисперсными частицами карбидов и нитридов в стали, описывается механизмом Орована. Согласно этой модели, дислокации при движении будут удерживаться на частицах до тех пор, пока прилагаемое напряжение не будет достаточным для того, чтобы линия дислокаций изогнулась и прошла между частицами, оставив около них дислокационную петлю. Отдельные стадии этого процесса представлены на рисунке 1.1.

Упрочнение по Оровану определяется уравнением:

$$\Delta\sigma_{д.у.} = 0,85m(Gb/2\pi\lambda)\Phi \ln(\lambda/2b) \quad (1.7)$$

где m , G , b — те же параметры, что и в уравнении (1.6); λ — среднее расстояние между центрами частиц; Φ — коэффициент, характеризующий тип взаимодействующих с частицами дислокаций. Для винтовой дислокации $\Phi = 1$; для краевой $\Phi = (1-\nu)^{-1}$ (ν - коэффициент Пуассона, для стали $\nu = 0,33$), для смешанной $\Phi = \frac{1}{2}(1+1/(1-\nu))$, для стали $\Phi = 1,25$; $0,85$ — статистический коэффициент.

Концентрация дисперсных частиц в стали обычно характеризуется объемной долей f , которая связана со средним диаметром частиц D и межчастичным расстоянием λ соотношением:

$$f = (\pi/6)(D/\lambda)^2 \quad (1.8)$$

Отсюда межчастичное расстояние, определяющее дисперсионное упрочнение:

$$\lambda = D(\pi/6f)^{1/2}. \quad (1.9)$$

Подстановка выражения (1.9) в (1.8) позволяет определить дисперсионное упрочнение сталей в зависимости от объемной доли и размера частиц, МПа

$$\Delta\sigma_{д.у.} = 13 \cdot 10^3 (f^{1/2}/D) \ln(1,5D/f^{1/2}) \quad (1.10)$$

выражено в нм, f — доля.

Зернограничное упрочнение определяется размером действительного зерна феррита d :

$$\Delta\sigma_3 = K_y d^{-1/2} \quad (1.11)$$

Для феррито-перлитных низкоуглеродистых сталей значение K_y находится в пределах 0,57—0,73 МПа* $\sqrt{м}$ (1,8- 2,3 кг/мм^{3/2}).

Размер зерна феррита зависит от размера аустенитного зерна и наличия дисперсных карбонитридных. В сталях с карбидо- и нитридообразующими элементами при переходе через критическую точку $A_{с3}$ в структуре стали имеются соответствующие карбиды и нитриды, что уже приводит к образованию более мелкого зерна аустенита, так как указанные фазы могут оказывать зародышевое влияние при образовании новых зерен аустенита. Карбиды и нитриды тормозят рост зерна аустенита при дальнейшем его нагреве, вплоть до температур растворения этих фаз в аустените. Нерастворенные карбиды и нитриды, а также эти же фазы, выделившиеся из аустенита перед началом $\gamma \rightarrow \alpha$ — превращения, являются зародышевыми центрами образования новых зерен феррита. Все это приводит к тому, что в сталях с дисперсными упрочняющими фазами достигается заметное

измельчение зерна феррита, следовательно, дисперсионное упрочнение косвенно обуславливает дополнительное зернограничное упрочнение.

Таким образом, легирование, приводящее к дисперсионному упрочнению, будет увеличивать и зернограничное упрочнение, т. е. получение мелкозернистой и дисперсноупрочненной стали достигается одним и тем же путем — получением в структуре дисперсных карбонитридных фаз ванадия, ниобия и титана.

В дисперсноупрочненных сталях при определенных режимах обработки (контролируемая прокатка, термомеханическая обработка) образуется субзеренная структура, представляющая собой участки внутри зерна феррита, отделенные один от другого дислокационными малоугловыми границами. Хорошо развитая субзеренная структура вызовет субструктурное упрочнение, определяемое для феррито-перлитных сталей по уравнению

$$\Delta\sigma_c = k_0 l^{-1} \quad (1.12)$$

где l — размер субзерен; k_0 — коэффициент, характеризующий строение субзеренных границ (для феррито-перлитных сталей $k_0=1,5 \times 10^{-4}$ МПа*м).

При развитой субзеренной структуре зернограничное упрочнение по уравнению (1.11) не учитывается, а учитывается субструктурное упрочнение по уравнению (1.9).

Основными факторами упрочнения феррито-перлитных сталей являются твердорастворное и зернограничное упрочнение. Как правило, доля других компонентов упрочнения не превышает в сумме 20 %, т. е. они не вносят существенного вклада в предел текучести низколегированной стали. На практике наиболее целесообразно использовать дисперсионное упрочнение, так как карбонитридные фазы вызывают упрочнение не только вследствие собственного вклада, но и косвенного воздействия на зернограничное упрочнение вследствие измельчения зерна [8, 9].

Склонность стали к хрупким разрушениям

Увеличение предела текучести стали обычно сопровождается повышением склонности стали к хрупкому разрушению (температуры перехода из вязкого в хрупкое состояние $T_{пр}$). Однако каждый из механизмов упрочнения, повышающих предел текучести стали $\Delta\sigma_T$, оказывает различное влияние на изменение температуры перехода (порога хладноломкости) $\Delta T_{пр}$. Установлено, что все компоненты упрочнения, кроме измельчения зерна, приводят к охрупчиванию стали, т.е. росту $T_{пр}$. Каждый из механизмов упрочнения, приводящий к охрупчиванию стали, повышает $T_{пр}$ на разную величину ($+\Delta T_{пр}$). Для i -той компоненты упрочнения коэффициент охрупчивания при упрочнении:

$$n_i = \Delta T_{прi} / \Delta\sigma_{Ti}. \quad (1.13)$$

Единственным механизмом упрочнения, который наряду с ростом $\Delta\sigma_T$ обеспечивает снижение $T_{пр}$ ($-\Delta T_{пр}$), является механизм зернограницного упрочнения. Следовательно, для компонент упрочнения $\Delta\sigma_{тр}$, $\Delta\sigma_{п}$, $\Delta\sigma_{д}$ и $\Delta\sigma_{д.у.}$ коэффициент n имеет знак «плюс», а для $\Delta\sigma_3$ —знак «минус». Численные значения коэффициента охрупчивания n для каждой компоненты упрочнения будут различны.

Для феррито-перлитных низколегированных сталей на основе специальных экспериментов и статистической обработки результатов многочисленных исследований были установлены ориентировочные (сравнительные) значения коэффициента охрупчивания. Эти значения можно изобразить графически в виде удельных векторов охрупчивания (рис. 1.2). На каждый 1 МПа прироста $\Delta\sigma_T$ указано изменение $\Delta T_{пр}$, в градусах. Числа у каждого вектора представляют собой численные значения n в $^{\circ}\text{C}/\text{МПа}$.

По аналогии с уравнением (1.2) можно оценить относительный вклад различных механизмов упрочнения в изменение температуры перехода:

$$T_{пр} = T_0 + \Delta T_{тр} + \Delta T_{п} + \Delta T_{д} + \Delta T_{д.у.} + \Delta T_3 \quad (1.14)$$

где T_0 — температура перехода, определенная без учета влияния компонент упрочнения.

Из выражения (1.13) $\Delta T_{\text{пр}i} = n_i \Delta \sigma_{\text{т}i}$, а с учетом численных значений коэффициента n (рис. 1.2) уравнение (1.14) для феррито-перлитных сталей примет вид

$$T_{\text{пр}} = T_0 + (0,4 - 0,6) \Delta \sigma_{\text{тр}} + 0,9 \Delta \sigma_{\text{п}} + 0,4 \Delta \sigma_{\text{д}} + 0,3 \Delta \sigma_{\text{д.у.}} + 0,7^5 \sqrt{\Delta \sigma_3} \quad (1.15)$$

где $\Delta \sigma_i$ — представлено в МПа.

По уравнению (1.15) невозможно определить $T_{\text{пр}}$, данной стали, так как неизвестно значение T_0 , в которое входят другие неучтенные факторы (примеси, неметаллические включения, металлургическое качество и др.). Однако по этому уравнению можно оценить, в каком направлении и ориентировочно насколько достигнутое упрочнение повлияет на температуру перехода [1,2].

1.2 Деформационно-термическая обработка исследуемых сталей

Представления о решающей роли структуры в формировании ряда важнейших, так называемых структурно-чувствительных свойств развились к настоящему времени в экспериментально доказанные положения о влиянии на эти свойства несовершенств строения реальных кристаллов. Показано, что несовершенства строения во многом определяют механизм и кинетику фазовых и структурных превращений при термической обработке, т.е. характер окончательной структуры, задающей свойства металлического сплава. Отсюда вытекает, что целесообразно управлять плотностью и распределением несовершенств (главным образом дислокаций) в металле на разных стадиях термической обработки с тем, чтобы рационально направить процессы структурообразования и получить оптимальные свойства. Одним из основных методов регулирования дислокационной структуры является пластическая деформация. Преимущество пластической деформации как способа создания несовершенств в том, что при этом способе создается их

ориентированное расположение, причем характер ориентировки зависит от схемы деформации. Эти соображения приводят к выводу о целесообразности соединения пластической деформации и фазовых (структурных) превращений в единой технологической схеме обработки сплавов. Добиться этого можно с помощью термомеханической обработки (ТМО) [10, 11].

К ТМО нельзя отнести любое сочетание операций деформирования, нагрева и охлаждения. Процессы пластической деформации и термической обработки при ТМО могут быть совмещены в одной технологической операции, но могут проводиться и в разное время [10].

1.2.1 Деформационно-термическая обработка коррозионностойкой аустенитной стали типа 316L

Эффективным способом измельчения зерен в аустенитных нержавеющей сталях является горячая или теплая деформационная обработка, сопровождаемая развитием динамической рекристаллизации. Формирующаяся при динамической рекристаллизации микроструктура определяется условиями обработки. Размер динамически рекристаллизованных зерен уменьшается с уменьшением температуры деформации и/или увеличением скорости деформации.

Прокатка металлов – способ обработки металлов и металлических сплавов давлением, состоящий в обжатии их между вращающимися валками прокатных станов. Валки имеют большей частью форму цилиндров, гладких или с нарезанными на них углублениями (ручьями), которые при совмещении двух валков образуют так называемые калибры. Благодаря свойственной прокатке непрерывности рабочего процесса она является наиболее производительным методом придания изделиям требуемой формы, а так же для получения мелкозернистой структуры. При прокатке металл, как правило, подвергается значительной пластической деформации сжатия, в связи, с чем разрушается его первичная литая структура и вместо неё

образуется структура, более плотная и мелкозернистая, что обуславливает повышение качества металла. Таким образом, прокатка служит не только для изменения формы обрабатываемого металла, но и для улучшения его структуры и свойств. Существует прокатка горячая, теплая (неполная горячая) и холодная [12].

Горячей деформацией (с полным разупрочнением) называют такую, в процессе которой рекристаллизация успевает произойти полностью. В результате горячей деформации в металле получается полностью рекристаллизованная и равноосная микроструктура при отсутствии каких-либо следов упрочнения.

При теплой деформации (с неполным разупрочнением) рекристаллизация протекает не полностью. При теплой деформации, а также после окончания деформации в металле одновременно имеют место микроструктуры двух разных типов: рекристаллизованная (с равноосными зернами) и нерекристаллизованная (с вытянутыми зернами). Наличие рекристаллизованных зерен наряду с деформированными приводит к увеличению неравномерности деформации, которая способствует уменьшению пластичности металла и увеличению вероятности разрушения. Металл, подвергнутый неполной горячей деформации, имеет значительные по величине остаточные напряжения, которые могут при недостаточной пластичности вызвать его разрушение. Теплая деформация может иметь место при температурах деформации, мало превышающих температуру начала рекристаллизации, причем вероятность ее возникновения увеличивается с возрастанием скорости деформации. Этот вид деформации легко возникает у сплавов с малой скоростью рекристаллизации (например, у некоторых алюминиевых и магниевых сплавов, представляющих многофазные метастабильные системы). Поэтому деформирование их производят с малыми скоростями.

При холодной деформации (с полным упрочнением) рекристаллизация и возврат полностью отсутствуют, и деформированный металл имеет все

признаки упрочнения. Холодная деформация протекает при температурах, меньших температуры начала возврата. Таким образом, температурно-скоростные условия отказывают существенное влияние на строение деформированного металла [10].

1.2.2 Деформационно-термическая обработка высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC

Пластическая деформация изменяет характер распределения и увеличивает плотность несовершенств кристаллического строения — дислокаций, вакансий, дефектов упаковки, мало- и высокоугловых границ. Так как дефекты кристаллической решетки сильно влияют на формирование структуры сплавов при фазовых превращениях, то пластическую деформацию перед фазовыми превращениями или в период их развития можно использовать для создания оптимальной структуры термически обработанного сплава.

Оптимальная структура стали и высокие механические свойства достигаются после контролируемой прокатки.

Контролируемая прокатка — разновидность термомеханической обработки, она представляет собой обработку металла давлением, регламентируемую определенной температурой окончания прокатки (~ 800 — 850 °C) и заданной степенью обжатия (15—20 %) в последних пропусках. Одна из главных целей контролируемой прокатки — получение в готовом прокате из низкоуглеродистой низколегированной стали мелкозернистой структуры феррита, определяющей прочность и высокое сопротивление вязкому и хрупкому разрушению. Контролируемая прокатка позволяет получить оптимальное сочетание прочности и вязкости в сталях с карбонитридным упрочнением. Карбонитриды тормозят процессы возврата и рекристаллизации после прокатки, что обеспечивает получение мелкого зерна стали, хорошо развитой субзернистой структуры и дисперсионного

упрочнения. Применение контролируемой прокатки исключает последующую термическую обработку [8].

Помимо стандартного метода ТМО в настоящее время набирает большое значение новый метод термомеханической обработки, который авторы назвали температурной формовкой или темпформингом (“tempforming”) [13]. Его суть заключается в формовке стали с эквивалентной деформацией порядка 1,7 после отпуска при 500 °С. Значение ударной прочности по Шарпи повышается почти в 16 раз, по сравнению с обычной сталью, причем своего максимума она достигает при температурах от -60 °С до -20 °С. Сталь, полученная новым методом ТМО, имеет мелкозернистую структуру, ориентированную вдоль направления прокатки, с вкраплениями наноразмерных сферических частиц карбидов.

1.3 Динамический возврат и динамическая рекристаллизация

Процессы возврата и рекристаллизации могут возникнуть в ходе деформации при высоких температурах. В этом случае явления называются динамическим возвратом и динамической рекристаллизацией, чтобы отличать от статических процессов при отжиге, которые происходят во время термической обработки после деформации. Статические и динамические процессы имеют много общих черт, хотя одновременная работа деформации и механизмов возврата приводит к некоторым важным различиям.

Динамический возврат и динамическая рекристаллизация развиваются во время операций металлообработки, таких, как горячая прокатка, экструзия и ковка. Они важны, потому что снижают потоки напряжения материала, что позволяет легче его деформировать, и также оказывают влияние на структуру и размер зерен обрабатываемого металла [14].

Динамическая рекристаллизация может иметь место и при деформационной ползучести, основное различие между горячей обработкой и ползучестью будет заключаться в скорости деформации. Горячая

обработка, как правило, осуществляется при скорости деформации в диапазоне $1-100 \text{ с}^{-1}$, тогда как для ползучести ниже 10^{-5} с^{-1} . Тем не менее, во многих случаях, подобные механизмы происходят во время обоих типов деформации.

1.3.1 Динамический возврат

В металлах с высокой энергией дефектов упаковки, таких как алюминий, α -железо и ферритные стали, легко протекают процессы переползания и поперечного скольжения. Поэтому динамический возврат интенсивнее развивается при высоких температурах. На начальных стадиях деформации наблюдается увеличение напряжения течения, так как происходит взаимодействие и размножение дислокаций. Однако, с повышением плотности дислокаций, повышается и движущая сила возврата, следовательно, скорость возврата увеличивается. При этом происходит формирование малоугловых границ и субзерен. При определенном напряжении, темпы упрочнения и возврата достигают динамического равновесия, плотность дислокаций остается постоянной и напряжение течения выходит на плато. В процессе деформации при скоростях деформации более 1 с^{-1} теплая работа деформации не может быть удалена из образца и температура образца повышается в процессе деформирования. Это может затем привести к снижению напряжения течения.

Процессы упрочнения и возврата приводят к формированию малоугловых границ и постоянной плотности свободных дислокаций в субзернах. После деформации обычно от 0,5 до 1, формируется устойчивая субзеренная структура. Хотя плотность дислокаций и субзерна структуры часто остаются примерно постоянными при деформации, исходные границы зерна мигрируют незначительно и зерно продолжает изменять форму при деформации. Напряжение течения в свою очередь может оставаться

постоянным, что будет соответствовать установившейся стадии пластического течения.

Во время высокотемпературной деформации, в результате динамического возврата дислокационные механизмы более организованы в рамках границ субзерен, также как и при статическом возврате. В алюминиевых сплавах ячейки или субзерена при низкой температуре деформации образуются в зонах, которые обычно выравниваются по плоскости высокого напряжения сдвига. Этот тип выравнивания также обнаруживается после высокотемпературной деформации, хотя он становится все менее очевидным при более высоких температурах или более низкой скорости деформации [15].

Установлено, что размеры ячеек и субзерен, как правило, не зависят от деформации при степени деформации больше чем 0,5, а зависят от температуры и скорости деформации. Однако, разориентировки субзерен увеличиваются при деформации. Субзерна, образующиеся при высокотемпературной деформации, как правило, содержат значительное количество дислокаций, которые не связаны с малоугловыми границами зерен, и плотность этих свободных дислокаций оказывается связанна с напряжением течения [15].

В процессе многих операций горячей обработки, температура деформации и скорость деформации не остаются постоянными, и потому микроструктурные параметры, такие как плотность дислокаций тесно связаны с условиями деформации. Хуан и Хамфрис обнаружили, что основным механизмом роста субзерен в процессе уменьшения скорости деформации была миграция малоугловых границ [14, 16]. Важно понимание эволюции микроструктуры в условиях различных температур или скорости деформации.

1.3.2 Прерывистая динамическая рекристаллизация

В металлах, в которых процессы возврата замедлены, с низкими или средними энергиями дефектов упаковки, динамическая рекристаллизация может иметь место, когда деформация достигнет некоторого критического значения. Упрощенное описание явление динамической рекристаллизации состоит в следующем: новые зерна появляются на старых границах зерна, но, так как материал продолжают деформировать, плотность дислокаций нового зерна увеличивается, тем самым уменьшая движущую силу для дальнейшего роста, и рекристаллизованные зерна в конце концов перестают расти. Дополнительным фактором, который может ограничить рост новых зерен – дальнейшее зарождение зерен на мигрирующих границах. Этот тип динамической рекристаллизации, которая имеет четкие стадии зарождения и роста, может быть классифицирован прерывистыми процессами. Есть и другие механизмы, когда формируются большеугловые границы зерен при высокой температуре деформации, и которые могут считаться типами динамической рекристаллизации. Динамическая рекристаллизация протекает на высокоугловых границах. Они могут быть исходными границами зерен, границами динамически рекристаллизованных зерен, или большеугловыми границами, созданными в процессе деформации (например, связанные с деформацией или двойникованием). Выпуклые границы зерен часто наблюдаются перед началом динамической рекристаллизации, и обычно предполагается, что механизм тесно связан с деформационными мигрирующими границами зерна [14].

Механизм зарождения и роста динамически рекристаллизованного зерна, как полагают, зависит от распределения и плотности дислокаций, формы и размера субзерен, которые обеспечивают движущую силу для роста. Существует множество моделей механизмов динамической рекристаллизации. В основе многих моделей лежит миграция границ. Некоторые модели принимают во внимание динамический возврат. Однако в материалах с низкой энергией дефектов упаковки, таких как медь, никель и нержавеющая сталь, возврат идет медленно и увеличение плотности

дислокаций до критического значения, необходимо для прохождения динамической рекристаллизации.

Существует некоторая путаница в литературе о возникновении динамической рекристаллизации в алюминии. Динамический возврат, в целом препятствует накоплению достаточного количества дислокаций для поддержания динамической рекристаллизации. Тем не менее, имели место многочисленные сведения о динамической рекристаллизации в высокочистом алюминиевом сплаве. В результате анализа экспериментальных данных пришли к выводу, что прерывистая динамическая рекристаллизация может возникнуть во время деформации при комнатной температуре в очень чистом алюминии. Вполне вероятно, что существуют условия, при которых увеличение подвижности границ перевешивает любое увеличение скорости возврата, что позволяет проходить динамической рекристаллизации.

Динамическая рекристаллизация обычно начинается на исходных границах зерен, как показано схематически на рисунке 1.3 (а). Новые зерна впоследствии зарождаются на границах растущих зерен (рис. 1.3 (б, в)). Если есть большая разница между начальным размером зерна и размером рекристаллизованного зерна, то возможно формирование структуры типа «ожерелье», как показано на рисунке 1.3 (в). В конечном итоге материал будет полностью рекристаллизованным (рис. 1.3 (д)) [14].

1.3.3 Непрерывная динамическая рекристаллизация

Динамическая рекристаллизация в кубических металлах с низкой энергией дефектов упаковки носит уже немного иной характер. Однако в

последние годы стало очевидным, что при определенных условиях микроструктура зерен с высокоугловыми границами может изменяться в ходе высокотемпературной деформации иными способами, нежели зарождения и рост зерен на уже существующих границах. Хотя такие процессы обычно подразделяются на общие феноменологические классификации непрерывной динамической рекристаллизации, нужно признать, что в данной категории есть несколько совершенно различных типов механизмов, которые должны быть рассмотрены отдельно.

Есть, по крайней мере, два процесса, которые могут быть классифицированы как непрерывная динамическая рекристаллизация. Первая, известная как геометрическая динамическая рекристаллизация, имеет много сходств с непрерывной рекристаллизацией, которая происходит при отжиге сплавов, которые претерпели очень большие деформации. Другой процесс, обнаруживается в металлах и минералах, и который включает в себя постепенное вращение в материале, рядом с высокоугловыми границами [14].

Существует немало свидетельств, что в некоторых материалах, новые зерна с большеугловыми границами могут быть сформированы путем постепенного вращения субзерен, сопровождающегося небольшими миграциями границ. Эти деформационные явления не следует путать с субзеренным вращением, которое зафиксировано во время статического отжига. Явление связано с постепенным вращением субзерен, прилегающих к уже существующей границе зерна. В центре исходного зерна, субзерна плохо развиты и могут иметь очень низкую разориентировку. К границам зерен, разориентировки увеличиваются, а при больших деформациях, могут развиваться высокоугловые границы. Этот механизм был впервые обнаружен в минералах, и с тех пор был найден в различных неметаллических и металлических материалах. В геологической литературе явление называется ротационная рекристаллизация [14].

1.4 Слоистые конструкционные металлические материалы и способы их получения

Развитие современной техники требует создания материалов, надежно работающих в сложных и экстремальных условиях эксплуатации. Металлические и неметаллические материалы, традиционно применяемые в промышленности, практически исчерпали возможность повышения своего предела конструктивной прочности. Также на сегодняшний день к конструкционным материалам, применяемым в промышленности, зачастую предъявляются требования, носящие противоречивый характер. Одним из немногих способов удовлетворения этих требований является путь использования композиционных материалов [17].

Композиционными называют материалы, состоящие из двух компонентов и более, объединенных различными способами в монолит и сохраняющими при этом индивидуальные параметры [18]. Особенностью композиционных материалов (КМ) является то, что в них проявляются достоинства компонентов, а не их недостатки. В некоторых случаях КМ обладают свойствами, которыми не обладает отдельно взятые компоненты, входящие в их состав. Для достижения выдающихся свойств композиций выбирают компоненты с различными, но взаимодополняющими свойствами [19]. Применение КМ позволяет создавать ранее недоступные принципиально новые конструкции [20].

К недостаткам металлических КМ относят их сравнительно высокую стоимость и сложность изготовления. В настоящее время их стоимость превосходит стоимость полимерных КМ в несколько раз. Снизить себестоимость металлических КМ возможно путем совершенствования технологии их производства. Даже при таком существенном недостатке как высокая стоимость уникальные свойства делают КМ незаменимыми в ряде конструкций [17].

Область применения металлических КМ непрерывно расширяется. Одним из достоинств металлических КМ является то, что они помимо улучшения технических характеристик многих ответственных изделий, способны обеспечить 20-30 % экономию массы готового изделия или конструкции.

Одним из важнейших классов КМ являются слоистые композиционные материалы, которые обладают широким спектром и уникальным сочетанием таких свойств, как высокая прочность, коррозионная стойкость, электро- и теплопроводность, жаропрочность, износостойкость и др. Сегодня эти материалы находят все большее применение в судостроении, автотракторостроении, приборостроении, металлургическом, горнодобывающем, нефтяном, сельскохозяйственном и других отраслях машиностроения. С каждым днем возрастает интерес к использованию металлических слоистых материалов, обусловленный экономией в стоимости, улучшении свойств или работоспособности и сохранение дорогих и редких металлов. Таким образом, металлические слоистые композиционные материалы становятся важнейшими материалами в современном обществе с высокоразвитой техникой [21]. Из полиметаллов и биметаллов изготавливают листы, ленты, прутки, проволоки, трубы, фасонные профили, детали и конструкции различной конфигурации. Применение слоистых металлических композиций позволяет не только повысить надежность и долговечность большой номенклатуры деталей и оборудования, но и существенно сократить расход высоколегированных сталей, дефицитных и дорогостоящих цветных металлов (никель, хром, медь, молибден и других), снизить энергоемкость и металлоемкость, расходы на техническое обслуживание, производство запчастей и ремонт оборудования.

Одним из наиболее высокоэффективных и экономичных является применение коррозионностойких слоистых композитов в виду значительного сокращения расхода легирующих элементов, снижения стоимости машин и механизмов, повышения ресурса их работы.

Изделия из биметаллов производятся различными методами литья, литейного плакирования, прокатки, сварки и наплавки.

Двухслойные стали, которые классифицируются как биметалл и обычно имеют основной слой, состоящий из конструкционной стали и плакирующий слой, изготовленный из коррозионностойкой стали, сочетают в себе высокие механические свойства с хорошей коррозионной стойкостью [22]. Показателями, которые используются для оценки качества двухслойных конструкционных материалов и которые определяют их пригодность для производства оборудования являются свариваемость и прочность соединения между слоями, и специальных свойств плакирующего слоя (коррозионной стойкостью, износостойкостью и т.д.) [23].

Наиболее традиционными способами производства биметалла являются пакетная прокатка, сварка взрывом, ленточная наплавка, литейный способ, которые имеют существенные недостатки: низкую прочность сцепления слоев; наличие зон несплошностей; высокую себестоимость и низкую производительность.

Одним из эффективных методов создания биметаллических изделий является электрошлаковая наплавка (ЭШН). Технологические особенности и преимущества ЭШН дают возможность поставить ее в один ряд с самыми распространенными способами наплавки, а разнообразие форм применения дает возможность использовать ЭШН в тех случаях, когда другие способы использовать трудно или невозможно. Наплавка предусматривает нанесение расплавленного металла на оплавленную металлическую поверхность с последующей его кристаллизацией для создания слоя с заданными свойствами и геометрическими параметрами. Наплавку применяют для восстановления изношенных деталей, а также при изготовлении новых деталей с целью получения поверхностных слоев, обладающих повышенными твердостью, износостойкостью, жаропрочностью, кислотостойкостью или другими свойствами. Она позволяет значительно увеличить срок службы деталей и намного сократить расход, дефицитных

материалов при их изготовлении. Покрытия, полученные наплавкой, характеризуются отсутствием пор, высокими значениями модуля упругости и прочности на разрыв. Прочность соединения этих покрытий с основой соизмерима с прочностью материала детали.

Сущность технологии ЭШН, используемой для получения двухслойных пластин состоит в следующем [24]: шлаковая ванна формируется между поверхностью металла основы и водоохлаждаемым кристаллизатором; вертикально расположенные электроды, изготовленные из коррозионностойкой стали, вставляются в зазор таким образом, чтобы охватывать всю его ширину; электроды постепенно перемещаются вниз в зазор одновременно с движением вперед плиты. Шлаковая ванна расплавляется волновым фронтом при прохождении электрического тока. Подводимая мощность также должна обеспечивать расплавление расходоуемых электродов и инициировать расплавление участков поверхности материала основы. Плакирующий слой кристаллизуется на поверхности основного материала. Его толщина зависит от величины зазора между поверхностью основного слоя и электрода, и глубины проплавления основного материала. Толщина нанесенного слоя может варьироваться в зависимости от требуемой толщины плакирующего слоя.

Главная особенность электрошлаковой наплавки заключается в том, что сварочная цепь электрического тока проходит по электроду, жидкому шлаку и основному металлу, обеспечивая расплавление основного и присадочных материалов. Ванна расплавленного шлака, имея меньшую, чем у расплавленного металла, плотность, постоянно находится в верхней части расплава. Этим самым исключается доступ и воздействие окружающей среды на жидкий металл. Кроме того, капли присадочного металла, проходя через шлак, очищаются от вредных примесей и легируются (в случае наличия в шлаке необходимых легирующих компонентов). Электрошлаковая наплавка дает наибольшую производительность (до 150 кг/ч) из всех способов наплавки. Количество электродного металла, расплавленного одним и тем же

количеством энергии в 2 - 4 раза больше, чем при ручной сварке, и в 1,5 раза выше, чем при наплавке под флюсом. При электрошлаковой наплавке наблюдается небольшое расходование флюса, незначительный угар легирующих элементов и высокая стойкость к образованию трещин, при этом из наплавляемого материала хорошо удаляются вредные вещества. Из-за отсутствия дугового разряда практически исключено разбрызгивание шлака и присадочного материала.

1.5 Постановка задач исследования

На основании изученных литературных данных можно заключить, что совершенствование скоростного и железнодорожного движения в РФ требует создания надежных транспортных систем на основе использования принципиально новых материалов с повышенными показателями служебных свойств и качественных характеристик. Для этого необходима разработка способов получения методами наплавки новых экономичных, высокопрочных, свариваемых слоистых конструкционных металлических материалов для изделий нефтегазохимии, железнодорожного и автомобильного транспорта, работающих в экстремальных условиях эксплуатации.

В соответствии с темой работы, объектом исследования и изученной литературой были поставлены следующие цель и задачи.

Цель: разработка режима деформационно-термической обработки биметаллического листа из сталей типов 316L и S700MC, обеспечивающего получение оптимального сочетания физических и механических свойств.

Задачи:

1. Исследовать микроструктуру и механические свойства коррозионностойкой аустенитной стали типа 316L в исходном состоянии и подвергнутой прокатке при температурах 500, 600, 700 и 900°C.

2. Исследовать микроструктуру и механические свойства высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC в исходном состоянии, а также подвергнутой термомеханической обработке и темпформингу.

3. Изучить влияние температуры испытаний на механические свойства сталей типов 316L и S700MC.

4. Определить оптимальный режим деформационно-термической обработки биметаллического листа из сталей типов 316L и S700MC.

Глава 2 Материал и методики исследования

2.1 Материал исследования

В качестве материалов исследования были выбраны две стали: коррозионностойкая аустенитная типа 316L и высокопрочная низкоуглеродистая типа S700MC, химические составы которых представлены в таблице 2.1.

Предварительно коррозионностойкая аустенитная сталь типа 316L была подвергнута гомогенизационному отжигу при температуре 1100°C в течение 1 часа и последующей ковке при температуре отжига с последующим охлаждением на воздухе. Полученная в результате термической обработки сталь рассматривается в данной работе как исходная.

Высокопрочная низкоуглеродистая сталь типа S700MC была подвергнута гомогенизационному отжигу при температуре 1150°C в течение 1 часа и последующей ковке при температуре отжига с последующим охлаждением на воздухе. После этого материал был подвергнут закалке при температуре 1100°C в течение 30 минут с охлаждением на воздухе. Полученная в результате термической обработки сталь рассматривается в данной работе как исходная.

2.2 Продольная прокатка стали

Продольная прокатка была выбрана как способ деформационной обработки аустенитной коррозионностойкой стали 316L, при котором направление течения металла остается неизменным в процессе многократной обработки независимо от общей степени деформации.

Прокатка в пруток

Прокатку стальных прутков исходного сечения 20×20 мм² и длиной 100 мм проводили в несколько проходов с обжатием 20 % за проход, предварительно нагревая заготовки в муфельной печи при температурах

500 °С, 700 °С, 900 °С, с последующим охлаждением в воде. Деформационную обработку проводили в ручьях трехвалкового стана со скоростью 10 м/мин, которые позволяли последовательно уменьшать поперечное сечение стального прутка. Стальные заготовки последовательно прокатывали на прутки круглого и овального сечения. Такое чередование круг-овал-круг обеспечивало получение катаных прутков круглого поперечного сечения диаметром 16,8 мм; 12,7 мм; 10 мм; 8 мм. Стальные прутки были подогреты для восстановления заданной температуры деформации в течение нескольких минут после каждого приращения истинной деформации $\Delta\varepsilon=0,5$. Истинную степень пластической деформации ε при прокатке определяли по формуле:

$$\varepsilon = \ln \frac{L_0}{L_k} \quad (2.1)$$

где L_0 и L_k – соответственно начальная и конечная длина стального прутка после прокатки.

Прокатку проводили до общей истинной степени деформации $\varepsilon \sim 2$, диаметр поперечного сечения прутка при этом составил 8 мм.

Прокатка в лист

Предварительно стальная заготовка была нагрета в муфельной печи до температуры 600 °С, после чего заготовка подвергалась прокатке в несколько проходов на реверсивном двухвалковом прокатном стане фирмы HANKOOK M-TECH до конечной истинной степени деформации 1,2. Обжатие за проход составило 10 %. После каждого прохода прокатки стальную заготовку подогревали до температуры 600 °С. Размер прямоугольного сечения составил 8×40 мм².

2.3 Термомеханическая обработка

В качестве термомеханической обработки (ТМО) для высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC была выбрана прокатка с

понижением температуры. Исходная заготовка стали была нагрета до 1100 °С и выдержана в течение 1 часа. Затем стальная заготовка была охлаждена до 1000 °С и прокатана с понижением температуры до 850 °С без подогрева заготовки после каждого прохода. Прокатка была остановлена после достижения требуемой степени деформации, которая составила $\epsilon \sim 0,9$, после чего заготовку охладили в масле. Исходная толщина заготовки составляла 36 мм, после прокатки – 14,4 мм.

2.4 Темпформинг

После закалки низкоуглеродистая высокопрочная сталь типа S700MC была подвергнута отпуску при температуре 650 °С в течение 1 часа и последующей прокатке при температуре отпуска до истинной степени деформации 1,5. Прокатку стальной заготовки проводили на реверсивном двухвалковом прокатном стане фирмы HANKOOK M-TECH. Предварительно стальная заготовка была нагрета в муфельной печи до температуры 650 °С, затем подвергнута прокатке в несколько проходов до конечной истинной степени деформации 1,5. Обжатие за проход составило 10 %, после каждого прохода прокатки стальную заготовку подогревали до температуры 650 °С. После прокатки размер прямоугольного сечения стальной заготовки составил 10x50 мм². Особенность темпформинга заключается в том, что сталь после закалки подвергается отпуску и последующей прокатке при температуре отпуска.

2.5 Методика проведения испытания стали на растяжение для определения механических свойств при комнатной и повышенных температурах

Для испытаний на растяжение использовались плоские образцы с прямоугольным сечением рабочей части 1,5×3×16 мм. Вырезку образцов

проводили на станке электроэрозионной резки с толщиной режущей медной проволоки 0,2 мм. Образцы вырезали вдоль продольной оси стальных поковок. При изготовлении образцов принимали меры, исключая возможность изменения свойств стали при нагреве или наклепе, возникающие в результате механической обработки. Глубина резания при последнем проходе не превышала 0,3 мм. Затем с помощью оборудования Struers образцы были отшлифованы на абразивных кругах различной зернистости от 320 до 800 мкм.

Механические испытания проводили при комнатной и повышенных температурах на универсальной машине Instron 5882 с автоматической регистрацией значений деформирующей нагрузки и удлинения образца в соответствии с ГОСТ 1497-84 [25]. Для обеспечения необходимой температуры испытания образцы нагревались в муфельной печи и выдерживались 15 – 20 минут. После проведения испытаний были получены такие количественные характеристики, как: временное сопротивление разрушению (σ_B), предел текучести ($\sigma_{0,2}$) и относительное удлинение. Для получения достоверных результатов испытывалось не менее трех образцов на точку.

2.6 Методика проведения испытания стали на ударный изгиб при комнатной и пониженных температурах

Для испытаний на ударный изгиб использовались образцы с концентратором вида V (рис. 2.1).

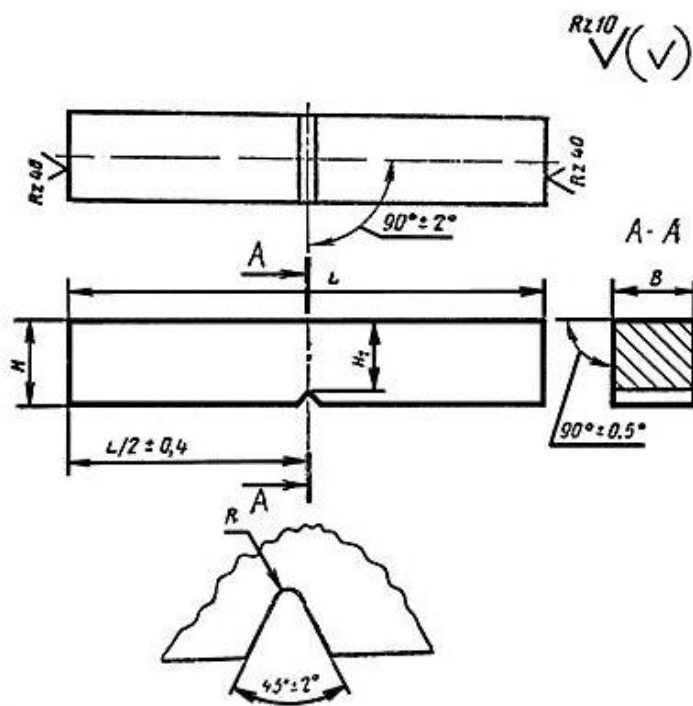


Рис. 2.1 Образец для испытания на ударный изгиб с концентратором вида V

Вырезку образцов проводили на станке электроэрозионной резки с толщиной режущей медной проволоки 0,2 мм. Концентратор располагался перпендикулярно направлению прокатки. Образцы вырезали вдоль продольной оси стальных заготовок. При изготовлении образцов принимали меры, исключающие возможность изменения свойств стали при нагреве или наклепе, возникающие в результате механической обработки.

Испытания на ударный изгиб образцов с концентратором вида V проводилось на маятниковом копре Instron IMP 460 в соответствии с ГОСТ 9454-78 [26].

Механические испытания проводились при комнатной и при пониженных температурах. Для обеспечения требуемой температуры испытания образцы перед установкой на копер были переохлаждены в термостате на 5° ниже требуемой температуры и выдержаны не менее 15

минут. Для проведения испытания при -196°C образцы были выдержаны в жидком азоте.

При проведении испытания образец был помещен на опоры копра таким образом, чтобы обеспечить симметричное расположение концентратора относительно опор, а удар приходился на сторону, противоположную концентратору (рис. 2.2). В результате испытания было получено значение работы удара.

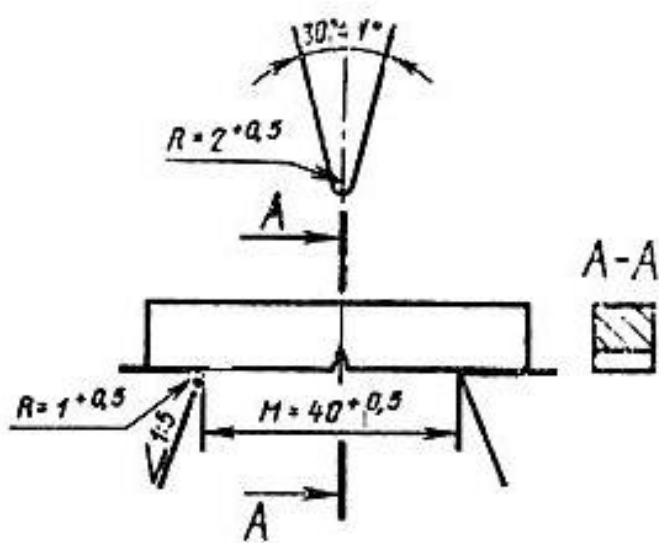


Рис. 2.2 Опоры и нож маятника

Ударную вязкость (КС) в Дж/см² вычисляли по формуле:

$$КС = \frac{K}{S_0}, \quad (2.2)$$

где K – работа удара, Дж;

S_0 – начальная площадь поперечного сечения образца в месте концентратора, см², вычисляемая по формуле:

$$S_0 = H'_1 \times B , \quad (2.3)$$

где H'_1 – начальная высота рабочей части образца, см;

B – начальная ширина образца, см.

2.7 Методика проведения микроструктурных исследований

Количественный и качественный анализ микроструктуры аустенитной коррозионностойкой стали типа 316LN и высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа высокого разрешения Nova Nano Sem 450 FEG. Образцы для электронной микроскопии готовили методом электрохимической полировки с помощью электролита, состоящего из 10 % хлорной кислоты, 90 % уксусной, при напряжении 30В с использованием специальной установки TENUMPOL-5.

Размеры структурных элементов оценивали по методу случайных секущих. Средний размер зерна (d) определяли в соответствии с

ГОСТ 21073-75 [31]:

$$\bar{d}_i = \frac{l}{m}, \quad (2.4)$$

где, l - длина секущей, (мкм); m - число точек пересечения секущей с границами зерен.

2.8 Методика определения разориентировки границ зерен методом EBSD-анализа

Разориентировку границ зерен определяли методом EBSD-анализа на растровом электронном микроскопе Quanta Nova с приставками для

определения разориентировок для анализа картин микродифракции отраженных электронов. Границы с углом разориентировки менее 2° в исследованиях не учитывались.

Средний угол разориентировки границ кристаллитов определяли как:

$$\theta_{cp} = \frac{\sum (\theta_i \cdot N_i)}{\sum N_i}, \quad (2.5)$$

где θ_{cp} – средний угол разориентировки, ($^\circ$); θ_i – угол разориентировки i -той границы, ($^\circ$); N_i – количество границ с углом разориентировки θ_i .

Глава 3 Результаты исследований и их обсуждение

3.1 Металлографические исследования

3.1.1 Исходные микроструктуры и механические свойства сталей типов 316L и S700MC

Металлографические исследования показали, что исходная микроструктура аустенитной стали типа 316L достаточно однородна и состоит из аустенитных зерен размером 20 мкм, доля высокоугловых границ 97 % (рис. 3.1 (а)).

Механические свойства стали 316L перед деформационно-термической обработкой представлены в таблице 3.1 и на рисунке 3.1 (б).

Таблица 3.1

Механические свойства стали типа 316L в исходном состоянии

$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
230	580	86,2

Из графика и таблицы видно, что сталь обладает относительно высокими пределом прочности $\sigma_B \sim 600$ МПа и показателями пластичности $\delta \sim 86$ %, однако основным недостатком сталей данного класса является относительно низкий предел текучести $\sigma_{0,2} \sim 240$ МПа.

На рисунке 3.2 (а) представлена исходная микроструктура высокопрочной стали типа S700MC. Металлографические исследования показали, что в исходном состоянии микроструктура представлена

ферритными зернами, средний размер которых составляет ~ 5 мкм, а доля высокоугловых границ – 46 %.

Таблица 3.2

Механические свойства стали типа S700MC в исходном состоянии

$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
570	795	17

Из рисунка 3.2 (б) и таблицы 3.2 видно, что сталь в исходном состоянии демонстрирует достаточно высокие прочностные свойства и высокие показатели пластичности.

3.1.2 Микроструктуры сталей типов 316L и S700MC, подвергнутых различным деформационно-термическим обработкам

Микроструктуры стали типа 316L, сформировавшиеся в процессе деформационно-термической обработки при различных температурах, представлены на рисунке 3.3.

Формирующаяся в процессе деформации микроструктура существенно зависит от температуры прокатки. Видно, что деформационно-термическая обработка при 500 °С (рис. 3.3 (а)) приводит к удлинению исходных зерен вдоль направления прокатки и формированию новых мелких зерен. Мелкие зерна так же немного удлинены в направлении течения материала. Средние поперечные размеры зерен и субзерен составили 0,945 и 0,45 мкм, соответственно. Доля высокоугловых границ составляет 35%. Формирование данной микроструктуры в процессе деформации свидетельствует о протекании непрерывной динамической рекристаллизации. Непрерывная динамическая рекристаллизация в результате эволюции субзерен связана с

развитием дислокационных субграниц, угловая разориентировка которых постепенно увеличивается с деформацией.

Прокатка при 600 °С так же характеризуется наличием вытянутых вдоль направления прокатки зерен. Формирование сетки малоугловых границ свидетельствует о протекании непрерывной динамической рекристаллизации. Также присутствие в микроструктуре извилистых границ исходных деформированных зерен является признаком протекания процессов прерывистой динамической рекристаллизации. Средние поперечные размеры зерен и субзерен увеличились до 1,93 и 0,97 мкм, соответственно, а доля высокоугловых границ – 39 %.

С увеличением температуры прокатки до 700 °С (рис. 3.3 (в)) существенных изменений по сравнению с прокаткой при температурах 500 и 600 °С не происходит. Средние поперечные размеры зерен и субзерен составили 1,3 и 0,87 мкм, соответственно. Доля высокоугловых границ увеличивается до 47 %. Микроструктура стали, сформировавшаяся в процессе деформации при 700 °С также характеризуется наличием вытянутых зерен вдоль направления прокатки и формированием сетки малоугловых границ. Однако в микроструктуре также присутствуют признаки протекания прерывистой динамической рекристаллизации, свидетельством чего является формирование новых зерен на извилистых исходных границах.

Повышение температуры прокатки до 900 °С (рис. 3.3 (г)) приводит к увеличению среднего размера зерен до 3,5 мкм по сравнению с прокаткой при температурах 500 – 700 °С. Следует отметить, что прокатка при более высоких температурах приводит к формированию практически равноосных зерен, что отличается от микроструктурных изменений при более низких температурах. Доля высокоугловых границ составляет 71 %. Основными механизмами, ответственными за формирование микроструктуры в процессе

прокатки при 900 °С, являются прерывистая динамическая рекристаллизация и метадинамическая рекристаллизация.

Микроструктуры стали типа S700MC, сформировавшиеся после различных деформационно-термических обработок, представлены на рисунке 3.4.

Микроструктура высокопрочной низкоуглеродистой стали, сформировавшаяся в процессе темпформинга (рис. 3.4 (а)), характеризуется формированием слоистой микроструктуры, которая состоит из вытянутых вдоль направления прокатки зерен. Темпформинг приводит к существенному измельчению микроструктуры: средние поперечные размеры зерен и субзерен составляют 0,53 и 0,41 мкм, соответственно. Доля высокоугловых границ – 43 %

Термомеханическая обработка приводит к формированию структуры реечного мартенсита (рис. 3.4 (б)). Величина исходного аустенитного зерна 18-20 мкм. Зерна в свою очередь состоят из пакетов, разделенных на блоки размером 1,5 мкм. Доля высокоугловых границ составляет 61 %.

3.2 Влияние температуры прокатки на механические свойства коррозионностойкой аустенитной стали типа 316L

На рисунке 3.5 представлена серия диаграмм напряжение – удлинение, полученных после механических испытаний на растяжение при комнатной температуре. Из графиков видно, что прокатка заметно повышает прочностные свойства (предел текучести и предел прочности), но наряду с этим резко снижаются характеристики пластичности (относительное удлинение). С повышением температуры прокатки происходит снижение

характеристик прочности, но одновременно с этим растут пластические свойства [27].

Механические свойства при комнатной температуре коррозионностойкой аустенитной стали после прокатки при различных температурах представлены в таблице 3.3. Предел прочности в исходном состоянии составлял 580 МПа, в то время как у стали, прокатанной при температуре 500 °С, он составил 1080 МПа. Предел текучести увеличился с 230 до 945 МПа. Однако относительное удлинение снизилось с 86 % в исходном состоянии до 10,5 % после прокатки при 500 °С.

Прокатка в лист при температуре 600 °С позволяет увеличить предел прочности до 900 МПа и предел текучести до 870 МПа, а относительно удлинение составляет 20 %. Таким образом, прокатка при температуре 600 °С позволяет получить высокие прочностные характеристики, при этом сохранить удовлетворительные показатели пластичности.

Таблица 3.3

Механические свойства стали типа 316L, подвергнутой прокатке при различных температурах

	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
316L, 500°C, e=2	945	1080	10,5
316L, 600°C, e=1,2	870	900	20
316L, 700°C, e=2	875	960	11,5
316L, 900°C, e=2	720	820	20

Увеличение прочностных характеристик связано со структурными изменениями, обусловленными протеканием процессов динамической рекристаллизации.

3.3 Влияние деформационно-термической обработки на механические свойства и ударную вязкость высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC

На рисунке 3.6 представлены диаграммы напряжение – удлинение, полученные после механических испытаний на растяжение при комнатной температуре, стали типа S700MC, подвергнутой различным деформационно-термическим обработкам (ДТО).

Из графиков видно, что ДТО приводит к существенному повышению прочностных свойств стали (предел текучести и предел прочности), но наряду с этим к снижению пластичности.

Значения предела прочности (σ_B), предела текучести ($\sigma_{0,2}$), относительного удлинения (δ), полученные в результате испытаний на растяжение при комнатной температуре, приведены в таблице 3.4. Из таблицы видно, что термомеханическая обработка приводит к повышению прочностных показателей: предел текучести увеличивается с 570 до 910 МПа и предел прочности с 795 до 980 МПа, а также к незначительному снижению пластичности с 17 до 13 %.

Таблица 3.4

Механические свойства стали типа S700MC

	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
--	----------------------	------------------	--------------

Образец, подвергнутый исходной ТО	570	795	17
Образец, подвергнутый термомеханической обработке	910	980	13
Образец, подвергнутый темпформингу	1090	1110	10

Однако более эффективным способом повышения прочностных характеристик высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC является темпформинг. Предел прочности и предел текучести достигает 1110 и 1090 МПа, что превосходит прочностные характеристики, полученные после термомеханической обработки. Повышение прочностных характеристик после темпформинга связано с формированием мелкозернистой слоистой микроструктуры.

Влияние деформационно-термической обработки на ударную вязкость

Результаты испытаний на ударную вязкость стали типа S700MC приведены на рисунке 3.7. Из рисунка видно, что ДТО в значительной степени позволяет повысить показатели ударной вязкости. Так, например, при комнатной температуре значения KCV после термомеханической обработки, заключающейся в прокатке с понижением температуры, увеличились с 64 до 165 Дж/см². При понижении температуры испытания образцов стали, подвергнутых термомеханической обработке, от 20 до -40 °C наблюдается резкое падение значений ударной вязкости от 165 до 52 Дж/см² (рис. 3.7 (б)).

Стоит отметить, что сталь, подвергнутая прокатке с понижением температуры, демонстрирует достаточно высокую ударную вязкость вплоть до температуры -90 °C, при которой KCV = 34 Дж/см². Такая величина

считается достаточной, чтобы остановить разрушение в результате распространения трещины при динамическом нагружении [28]. После предварительной термообработки уже при температуре $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ сталь демонстрирует падение ударной вязкости до 27 Дж/см^2 . Последующее понижение температуры испытания до $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к полному охрупчиванию стали как после предварительной термообработки, так и после термомеханической обработки (рис. 3.7 (а, б)).

Значения ударной вязкости при комнатной температуре стали, подвергнутой темпформингу, превышают значения ударной вязкости после термомеханической обработки в 3 раза, и достигают 436 Дж/см^2 . Темпформинг стали типа S700MC приводит к уникальному повышению ударной вязкости в широком интервале температур испытаний, KCV при $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ превышает 463 Дж/см^2 . После темпформинга сталь демонстрирует обратную зависимость ударной вязкости от температуры испытания, проходя через максимум в диапазоне температур от -20 до $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$, с последующим резким падением (рис. 3.7 (в)). Даже при температуре жидкого азота значение $\text{KCV} = 99\text{ Дж/см}^2$. При температурах от 20 до $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$ наблюдается расслаивание структуры, которое происходит почти параллельно продольному направлению прокатки (рис. 3.8). При температуре $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ появление трещины характеризуется зигзагообразным распространением [29, 30].

На основании полученных данных можно заключить, что темпформинг приводит к формированию оптимального сочетания высоких прочностных свойств и колоссальных значений ударной вязкости, что является определяющим фактором для выбора деформационно-термической обработки сталей данного класса.

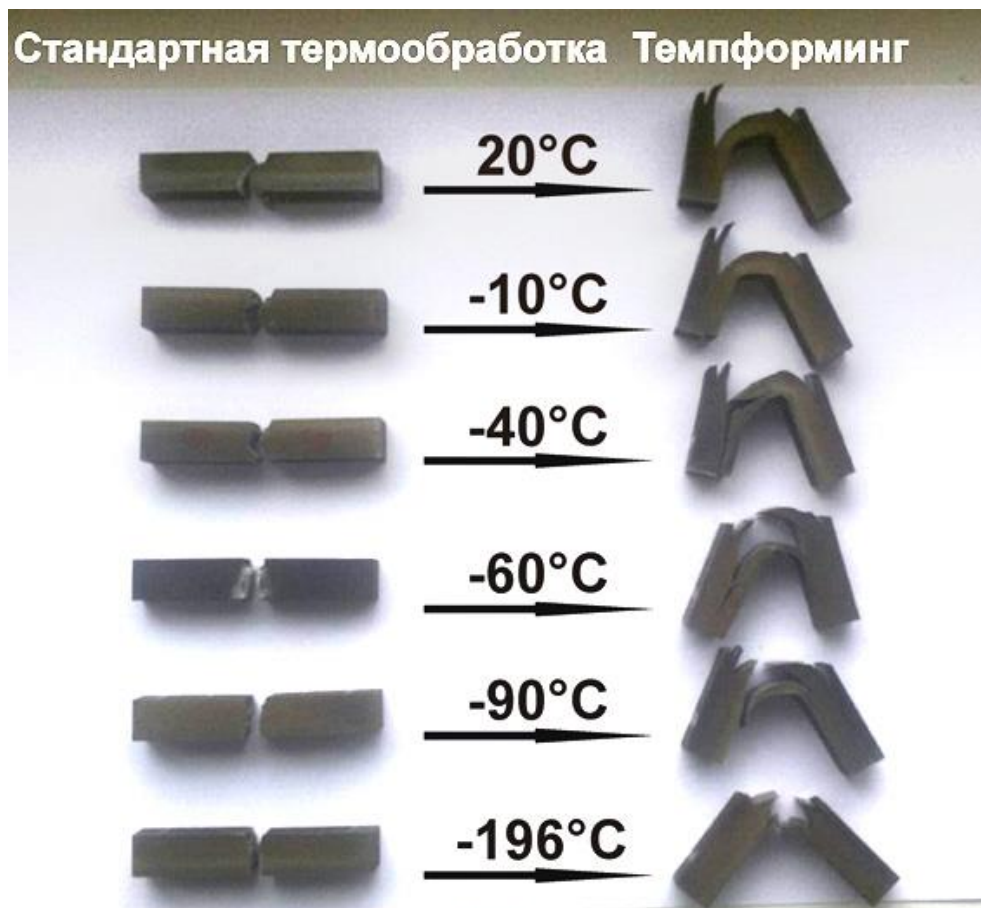


Рис. 3.8 Образцы стали типа S700MC после различных деформационно-термических обработок, подвергнутые испытанию на ударную вязкость при различных температурах

3.4 Высокотемпературные свойства сталей типов 316L и S700MC

Механические свойства исследуемых сталей при повышенных температурах представлены на рисунке 3.9 и в таблице 3.5. Для стали типа S700MC испытания проводились на образцах, подвергнутых стандартной термомеханической обработке (закалка 1100 °C + отпуск). Температура испытания на растяжение образцов высокопрочной стали соответствовала температуре предшествующего отпуска. Для стали типа 316L испытания проводились на образцах, прокатанных в лист при температуре 600 °C.

Из графиков видно, что для обеих исследуемых сталей повышение температуры испытания приводит к снижению характеристик прочности. Для аустенитной коррозионностойкой стали повышение температуры испытания провоцирует повышение характеристик пластичности, в то время как для высокопрочной низкоуглеродистой стали показатели пластичности практически не изменяются. Предел прочности для аустенитной коррозионностойкой стали 316L уменьшается от 650 до 476 МПа, а относительное удлинение увеличивается от 4,3 до 23 %, с увеличением температуры испытания от 500 до 700 °С. Относительное удлинение для стали S700MC с увеличением температуры испытаний существенно не изменяется и остается в пределах 8-11 %, а предел прочности снижается с 839 до 304 МПа с увеличением температуры испытания от 500 до 700 °С.

3.5 Разработка оптимального режима деформационно-термической обработки для биметаллического листа

С целью создания биметаллического материала были исследованы две стали: аустенитная коррозионностойкая сталь типа 316L, используемая в качестве металла наплавляемого слоя, и высокопрочная низкоуглеродистая сталь типа S700MC, применяемая в качестве металлической подложки. Обе стали были подвергнуты различным деформационно-термическим обработкам, необходимым для повышения механических свойств сталей данного класса, что является неотъемлемой частью создания биметаллического материала с высокими прочностными характеристиками.

Биметалл после наплавки необходимо подвергать предварительной термообработке. На основании полученных данных была выбрана

предварительная термообработка, которая включает гомогенизационный отжиг при температуре 1100 °С в течение 1 часа и последующую горячую ковку при данной температуре с последующим охлаждением в воде, что позволит получить равновесную структуру.

Для оптимизации деформационно-термической обработки биметаллического листа необходимо определить оптимальную степень деформации для обоих материалов и температуру деформационной обработки. Результаты механических испытаний и металлографические исследования микроструктуры аустенитной высокопрочной стали типа 316L, подвергнутой прокатке при температурах 500, 600, 700 и 900 °С, показали, что истинная степень деформации 1,2 является достаточной для достижения должного уровня механических характеристик, а для высокопрочной низкоуглеродистой стали S700MC истинная степень деформации 1,5.

С целью выбора оптимальной температуры необходимо было определить напряжения течения для обеих сталей в интервале температур испытаний 500 – 700 °С. На рисунке 3.10 представлены зависимости пределов текучести и прочности от температуры испытания исследуемых сталей.

Из графиков видно, что обе стали демонстрируют схожие прочностные свойства при температурах 590 – 620 °С. Пределы текучести составляют ~ 530 МПа, пределы прочности ~ 600 МПа. Это говорит о том, что в данном температурном интервале стали 316L и S700MC будут деформироваться с одинаковой скоростью.

Таким образом, проанализировав полученные данные, для биметаллического материала, состоящего из высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC в качестве подложки и аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L в качестве наплавленного слоя, можно

предложить следующий режим деформационно-термической обработки: гомогенизационный отжиг при температуре 1100 °С в течении 1 часа с последующей ковкой при температуре отжига с охлаждением в воде, затем закалка при температуре 1100 °С в течение 30 минут с охлаждением в масле и последующая прокатка при температуре 600 °С до достижения истинных степеней деформации 1,5 и 1,2 для основного слоя и наплавленного.

Выводы

В данной работе были изучены деформированные микроструктуры аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L, подвергнутой прокатке при температурах 500, 600, 700 и 900 °С, и высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC, подвергнутой прокатке с понижением температуры и темпформингу. Оценено влияние деформационно-термической обработки на механические свойства исследуемых сталей. Также предложен режим деформационно-термической обработки для биметаллического материала. Полученные результаты можно кратко сформулировать следующим образом:

- 1) Металлографические исследования показали, что деформационно-термическая обработка является эффективным способом измельчения микроструктуры в сталях типов 316L и S700MC. Прокатка при температуре 500°С аустенитной стали типа 316L приводит к уменьшению среднего размера зерна от 20 до 0,945 мкм. Формирующаяся в процессе деформации микроструктура стали типа 316L зависит от температуры прокатки и характеризуется развитием прерывистой и непрерывной динамической рекристаллизации. Темпформинг стали типа S700MC характеризуется развитием мелкозернистой структуры со средним размером зерна 530 нм.
- 2) Применение деформационно-термических обработок для сталей 316L и S700MC приводит к значительному увеличению прочностных характеристик. Предел текучести аустенитной стали типа 316L, подвергнутой прокатке при температуре 500 °С, увеличивается от 230 до 945 МПа по сравнению с исходным состоянием, а предел прочности стали типа S700MC, подвергнутой темпформингу, увеличивается от 795 до 1110 МПа.

- 3) Установлено, что деформационно-термическая обработка позволяет повысить значения ударной вязкости. После ТМО значения ударной вязкости при комнатной температуре выросли до 165 Дж/см², однако после темпформинга сталь демонстрирует обратную температурную зависимость ударной вязкости до значений более 463 Дж/см² при температуре -40 °С с последующим снижением значений KCV, а при температуре жидкого азота KCV = 99 Дж/см².
- 4) Предложен режим деформационно-термической обработки биметаллического материала, состоящего из высокопрочной низкоуглеродистой стали типа S700MC в качестве подложки и аустенитной коррозионностойкой стали типа 316L в качестве наплавленного слоя: гомогенизационный отжиг при температуре 1100 °С в течении 1 часа с последующей ковкой при температуре отжига с охлаждением в воде, закалка при температуре 1100 °С в течение 30 минут с охлаждением в масле и последующую прокатку при температуре 600 °С до истинных степеней деформации 1,5 и 1,2 для основного слоя и наплавленного.

Список литературы

1. K.H. Lo, C.H. Shek, J.K.L. Lai Recent developments in stainless steel. Mater Sci Eng. 2009. - 65 39-104.
2. Арзамасов Б. Н., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф. и др. Материаловедение 2-е издание. М.: Машиностроение. 1986, 384 с.
3. Londolt-Bornstein, Creep properties of heat resistant steels and superalloys Group VII, Advanced Materials and Technologies. V.2B, pp.260-264, (1990).
4. Laha K., Kyono J., Shinya N. An advanced creep cavitation II resistance of Cu-containing 18Cr— 12Ni - Nb austenitic stainless steel. Scr. Mater. V. 56, pp. 915 – 918, (2007).
5. Caminada S., Cumino G., Cipolla L. et al. Creep Properties and Microstructural Evolution of Austenitic TEMPALLOY Steels. Creep & Fracture in High Temperature Components, 2nd ECCS Creep Conference. DEStech Publications. pp. 539 – 550, (2009).
6. Iseda A., Okadat L., Semba H., Igarashi M. Long-term creep properties and microstructure of Super304H, TP347HFG and; HR3C for Advanced USC Boilers. Proc. 5th Int. Conf. Adv. Mater. Techn. Fossil Power. Plant. CD-disk. (2007).
7. Могучева А.А., Никулин И.А., Кайбышев Р.О., Скоробогатых В.Н. Эффект Портвена –Ле Шателье и причины жаропрочности аустенитной стали 10X18H8ДЗБР. ISSN 0026-0819. Металловедение и термическая обработка металлов. №3 (657), с. 42 – 49, (2010).
8. Гольштейн, М.И. Специальные стали: учеб. для вузов / М.И. Гольштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. – М.: Metallurgy, 1985.– 408 с.
9. Гольдштейн М.И. Металлофизика высокопрочных сплавов. Учебное пособие для вузов. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. М: Metallurgy, 1986. 312 с

10. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия 1986.
11. Фетисов Г.П., Гарифуллин Ф.А. Материаловедение и технология металлов. Издательство: Оникс, 2007.
12. Целиков А.И. Основы теории прокатки. М., 1965.
13. Tempforming in medium-carbon low-alloy steel. Yuuji Kimura, Tadanobu Inoue, Kaneaki Tsuzaki. Journal of Alloys and Compounds, Vol.577, 2013, pp.S538-S542.
14. Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. ELSEVIER (2004).
15. Duly, D., Baxter, G.J., Shercliff, H.R., Whiteman, J.A., Sellars, C.M. and Ashby, M.F. Microstructure and local crystallographic evolution in an Al-1 wt% Mg alloy deformed at intermediate temperature and high strain-rate Acta Mater. 44, pp. 2947, (1996).
16. Baxter, G.J., Furu, T., Zhu, Q., Whiteman, J.A. and Sellars C.M. The influence of transient strain-rate deformation conditions on the deformed microstructure of aluminium alloy Al-1% Mg. Acta Mater.47, pp. 2367, (1999).
17. Ю.П. Солнцев. Материаловедение. Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин. 3-е изд., перераб. и доп. -СПб.: ХИМИЗДАТ, 2004, -736с.
18. Материаловедение и технология металлов/Г.П. Фетисов [и др.].– М.: Изд-во Высшая школа, 2002, -638с.
19. Мальцева Л.А. Технологические основы получения порошковых и композиционных материалов: учебное пособие. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2008, -251с.
20. Материаловедение: учебное пособие/Л.А. Мальцева, М.А. Гервасьев, А.Б. Кутыин.–Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2007, -339с.
21. Т. 4. Композиционные материалы с металлической матрицей/Под ред. К. Крейдера.–М.: Машиностроение, 1978, -503с.
22. А. А. Вуков, Growth of the production of bimetals Metallurg. 2009.-8 70-75; 2009.-9 61-64

23. M. I. G. Rodinova, A. A. Pavlov, A. I. Zaitsev, et al. Corrosion-Resistant Bimetals with a Strong Interlayer Bond for the Petrochemical Sector and Other Industries [in Russian], Metallurgizdat. 2011
24. A. I. Zaitsev, I. G. Rodionova, A. V. Amezhnov, and A. A. Pavlov. Current trends in the production and use of two-layer steels Metallurgist. 2013.- 56 11-12
25. ГОСТ 1497–84. Металлы. Методы испытаний на растяжение.
26. ГОСТ 9454-78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах.
27. Yanushkevich Z., Mogucheva A., Tikhonova M., Belyakov A., Kaibyshev R. Structural strengthening of an austenitic stainless steel subjected to warm-to-hot working. Mater. Charact. pp.432-437, (2011).
28. ASM Handbook. Mechanical Testing and Evaluation. ASM International Materials Park. 2000. V. 8. 2215 p.
29. Y. Kimura, T. Inoue, F. Yin, K. Tsuzaki, ISIJ Int. 50 (2010) 152–161.
30. T. Inoue, Y. Kimura, S. Ochiai, Scripta Mater. 65 (2011) 552–555.
31. ГОСТ 21073-75. Оценка среднего размера зерна.