

Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования
«Южно-Уральский государственный университет
(Национальный исследовательский университет)»
Политехнический институт
Факультет «Материаловедения и металлургических технологий»
Кафедра «Материаловедение и физико-химия материалов»

ДОПУСТИТЬ К ЗАЩИТЕ

Заведующий кафедрой

_____/Михайлов Г.Г./

2019 г.

ОСОБЕННОСТИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА
ХН55МВЦ

ПОЯСНИТЕЛЬНАЯ ЗАПИСКА
К ВЫПУСКНОЙ КВАЛИФИКАЦИОННОЙ РАБОТЕ
ЮУрГУ–25.06.02.2019.150 ПЗ

Руководитель работы, д.т.н.

_____/Рущиц С.В./

201 г.

Автор проекта

студент группы П–243

_____/Горбачев И.А./

2019г.

Нормоконтролер, д.т.н., проф.

_____/Рущиц С.В./

2019 г.

Челябинск 2019

АННОТАЦИЯ

На основании выполненных исследований деформационного поведения сплава ХН55МВЦ и эволюции его структуры в процессе деформации установлено следующее.

В интервале от комнатной температуры до 700°C исследуемый сплав характеризуется высокой скоростью деформационного упрочнения и слабой скоростной зависимостью напряжений течения.

Начиная с температуры 700°C , напряжения течения сплава с ростом величины деформации выходят на горизонталь в силу установления баланса между скоростью деформационного упрочнения и скоростью динамического возврата.

В процессе деформации ниже 1000°C формируются вытянутые зерна и полосы сдвига, свидетельствующие о локализации пластического течения. Деформация при температуре 1000°C сопровождается частичной, а при температуре 1150°C - полной динамической рекристаллизацией.

Температурный интервал $1000-1150^{\circ}\text{C}$ является «окном» для поиска оптимальных технологическим режимов горячей обработки давлением.

Полученное аналитическое выражение позволяет по заданному температурно-скоростному режиму горячей деформации рассчитать пиковые напряжения течения. Это выражение может быть положено в основу компьютерного моделирования процессов горячей деформации исследуемого сплава

Оглавление

ВВЕДЕНИЕ	3
1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР	4
1.1 Основные определения	4
1.2 Российская классификация жаропрочных сталей и сплавов.....	5
1.3 Жаропрочные сплавы на основе никеля.....	6
1.3.1. Принципы повышения жаропрочности никелевых сплавов.....	8
1.3.2 Влияние легирующих элементов на жаропрочность никелевых сплавов.	11
1.3.3 Жаропрочные деформируемые никелевые сплавы.....	14
1.3.4 Жаропрочные литейные никелевые сплавы.	16
1.4 Формирование структуры в процессе горячей деформации	17
1.5 Жаропрочный сплав на никелевой основе ХН55МВЦ	21
1.6 Примеры российских жаропрочных сплавов на никелевой основе	22
1.7 Зарубежная классификация жаропрочных сталей и сплавов на никелевой основе	23
1.7.1 Сплавы Nimonic.	25
1.7.2 Никель-хром-железные сплавы.....	25
1.7.3 Никель-железо-хромовые сплавы	25
1.7.4 Никель-хром-молибденовые сплавы.	27
1.8 Химический состав сталей схожих по составу со сталью ХН55МВЦ.....	27
1.9 Цель и задачи исследования	28
2 ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ.....	31
2.1 Материал и методика экспериментов	31
2.2 Результаты экспериментов.....	33
3. АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ	38
3.1 Деформационное поведение исследуемого сплава в условиях горячей деформации.....	38
3.2 Сравнение полученных результатов с литературными данными.....	42
ВЫВОДЫ.....	45
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	46

ВВЕДЕНИЕ

Жаропрочными сталями и сплавами называют большую группу сложнолегированных сплавов на железной, никелевой и кобальтовой основе. Особенностью таких сплавов является сохранение при высоких температурах, повышенной прочности. Никелевые сплавы с ГЦК матрицей, упрочненной выделениями дисперсных интерметаллидов, широко используются в качестве жаропрочных материалов, способных работать в условиях высоких нагрузок и высоких (до 1000°С) температур. Жаропрочные никелевые сплавы используют при изготовлении многих деталей газовых турбин реактивной авиации, в судовых газотурбинных установках, в нагревательных металлургических печах и многих других установках. Для изделий, работающих в более низком диапазоне температур и под умеренно большими нагрузками, используют никелевые сплавы с твердорастворным упрочнением.

Примером последней группы сплавов является недавно разработанный в ЦНИИ «Прометей» никелевый сплав ХН55МВЦ. Помимо 55% никеля, он содержит до 20% хрома, обеспечивающего жаростойкость и коррозионную стойкость. Добавки молибдена и вольфрама тормозят диффузионные процессы и обеспечивают эффективное твердорастворное упрочнение. Малые присадки циркония упрочняют границы зерен и препятствуют межзеренному скольжению. Для понижения стоимости в сплаве сохранено значительное количество железа. Сплав предназначен для длительной эксплуатации в интервале температур 500-800°С под умеренно высокими нагрузками в контакте с газовым теплоносителем.

В процессе производства конечных изделий или полуфабрикатов сплав подвергается горячей деформации (ковке, штамповке, прокатке). Поэтому важно понимать, как параметры горячей деформации (ее скорость и температура) будут влиять на деформационные характеристики сплава и на формирующуюся в нем структуру. Этим вопросам посвящена настоящая работа.

1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1 Основные определения

Жаропрочностью является возможность сталей и сплавов работать при высоких температурах. Жаростойкость – возможность сталей и сплавов выдерживать газовую коррозию при высоких температурах.

Стоит отметить, что жаропрочные сплавы работают при разных схемах нагружения: статических, динамических, растягивающих, изгибающих или скручивающих. Поэтому применяются разнообразные виды испытания на жаропрочность и жаростойкость. Большее распространение для анализа теплоустойчивости и жаропрочности имеют испытания на растяжение при повышенных температурах (ГОСТ 9651-73), на ползучесть и длительную прочность, проводимые по схеме одноосного растяжения (ГОСТ 3248-81 и ГОСТ 10145-81). Оценка жаропрочности происходит в соответствии с ГОСТ 6130-71.

Предел длительной прочности обозначается как напряжение σ_t^t (МПа) с двумя числовыми индексами. В верхнем индексе указывается температура испытания, а в нижнем длительность испытания. Например, σ_{100}^{600} означает, что испытание проводилось при температуре 600°C, в течение 100 часов.

Также, не редко для оценки жаропрочности пользуются характеристикой времени до разрушения (в часах) при конкретной температуре и напряжении. Например, обозначают, что испытания проводились при 800°C и напряжении 200 МПа, и сравнивают различные стали, считая, что чем дольше время до разрушения, тем свойства жаропрочности у стали выше.

Ползучестью является деформация сталей под действием постоянных напряжений.

Сопротивление ползучести определяется пределом ползучести – напряжением, которое определяет заданную скорость ползучести или заданную общую деформацию за определенное время.

1.2 Российская классификация жаропрочных сталей и сплавов

По российской классификации жаропрочные стали делятся на следующие группы:

- Окалиностойкие стали. К этой группе сталей относятся аустенитные хромоникелевые и хромомарганцевые стали с большим содержанием хрома и никеля. Стали используют при изготовлении многих деталей и узлов.
- Жаропрочные сплавы с карбидным упрочнением. Увеличение жаропрочных свойств сталей этого типа достигается благодаря комплексного легирования, при котором в γ – твердые растворы вводят С в количестве 0,3-0,6% и карбидообразующие элементы: Cr, W, V, Nb. Выделения карбидных фаз увеличивает сопротивление стали пластической деформации при повышенных температурах, т.е. жаропрочность.
- Жаропрочные сплавы с интерметаллидным упрочнением. Жаропрочные сплавы на железной основе, легированные Ti и другими элементами.
- Литейные жаропрочные сплавы. Для получения этих сплавов используют разные методы плавки и отливки, что позволяет значительно уменьшить объем механической обработки. В настоящее время для газотурбинных двигателей и других агрегатов, работающих при комнатных, высоких и низких температурах, используют комбинированные элементы конструкций.
- Металлоксисные дисперсионно упрочняемые стали. Повышение жаропрочности этих сплавов повышается благодаря торможению перемещений дислокаций посредством введения в сталь или сплав частиц инородных фаз, тугоплавких окислов Al, Zr и Ti, а также других соединений. Наибольшее применение получают стали на основе никеля с высокодисперсными окислами тория (ThO_2).

- Со и жаропрочные стали на его основе. В основном Со используют как элемент для выплавки жаропрочных магнитных и других прецизионных сталей. В связи с низкой жаропрочностью металлический Со не используют в производстве деталей, работающих при высоких температурах.

1.3 Жаропрочные сплавы на основе никеля

Никель - основа самых распространенных жаропрочных сплавов, благодаря не только его высокой температуре плавления, но и плотноупакованной ГЦК структуре. При близких гомологических температурах стали на основе матрицы с ГЦК структурой определенно будут обладать более высокой жаропрочностью по сравнению со сталями на основе ОЦК структуры, так как в ГЦК решетке подвижность атомов намного меньше, чем в более ОЦК решетке.

При увеличении жаропрочности никелевых жаропрочных сплавов были использованы все пути повышения жаропрочности. Как следствие “рабочие” температуры жаропрочных никелевых сталей повышались с 700 до 1000...1100°C, что равно 0,75...0,80 от температуры плавления Ni.

Никель создает непрерывные твердые растворы: Cu, Co, Fe и Mg. При повышенных температурах в Ni в больших концентрациях (до 30...40%) растворяются различные тугоплавкие металлы (Cr, V, Mo, Ta, W); большой максимальной растворимостью в Ni (от 2,5 до 20%) обладают Al, Ti, Nb, Вe и Si. С падением температуры растворимость элементов падает, что создает возможность к будущему дисперсионному упрочнению.

Из двойных систем на основе никеля наибольший практическое применение приобрели Ni-Cr, Ni-Al, Ni-Ti.

В системе Ni-Cr изображенной на рисунке 1.1, образуются довольно широкий диапазон твердых растворов, как на основе Ni, так и Cr. С падением температуры диапазон ограниченных растворов падает, но и при комнатной температуре растворимость Cr в Ni сохраняется довольно высокой (35% Cr).

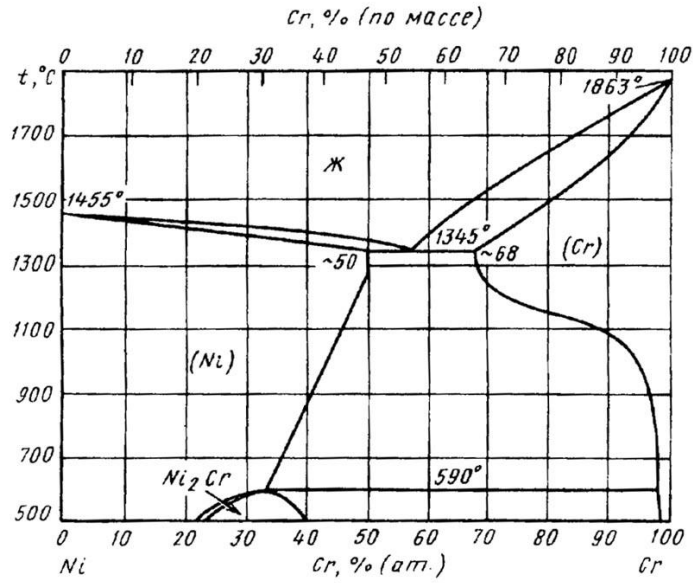


Рисунок 1.1 – Диаграмма состояния системы Ni-Cr

На диаграмме Ni-Al в равновесии с γ -твердым раствором на основе Ni находится γ' -фаза, являющаяся интерметаллидом Ni_3Al с ГЦК решеткой.

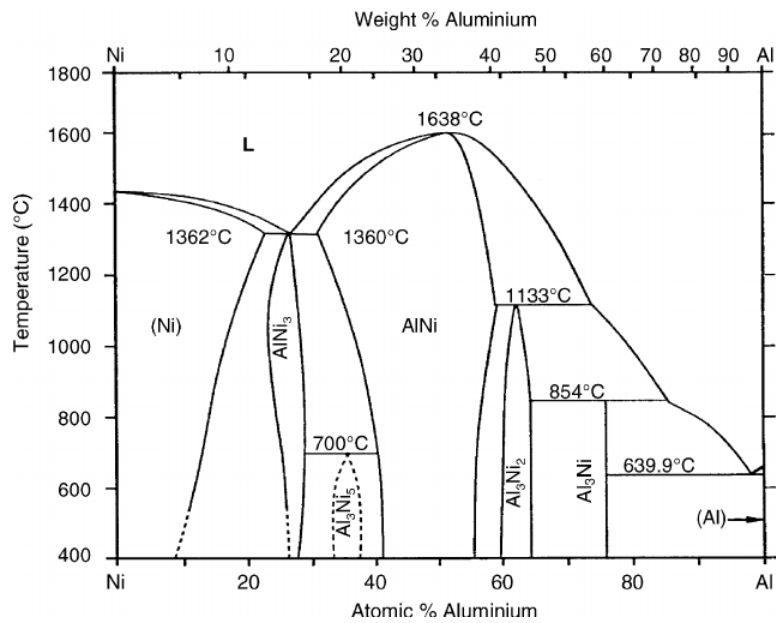


Рисунок 1.2 – Диаграмма состояния системы Ni-Al.

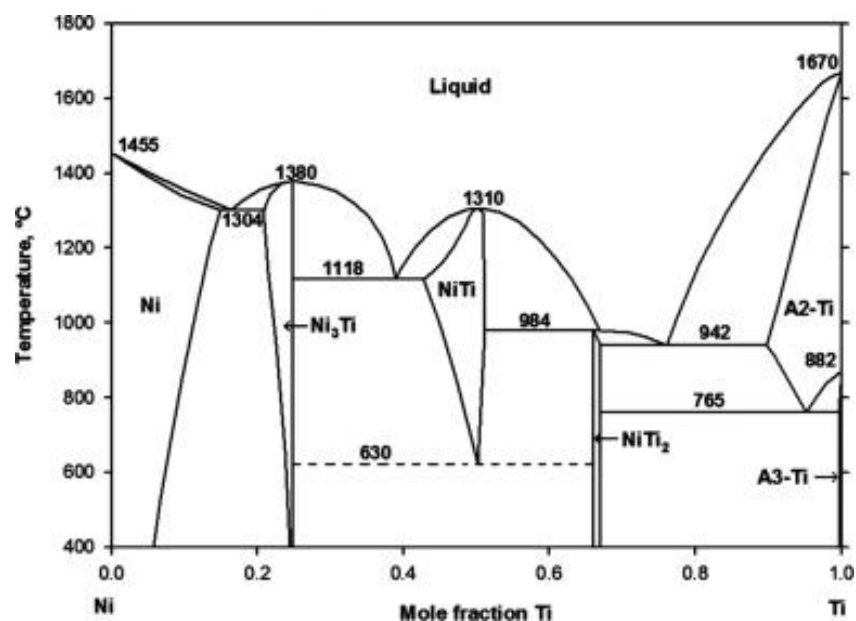


Рисунок 1.3-Диаграмма состояния Ni-Ti

1.3.1. Принципы повышения жаропрочности никелевых сплавов

Академик А.А. Бочвар выделили четыре механизма увеличения прочностных жаропрочных характеристик сплавов[1]:

- Холодная деформация сталей (нагартовка). Нагартовка не является эффективным способом увеличения жаропрочных характеристик в чистых сталях. В сталях технической чистоты при температуре выше $(0,3...0,35) T_{пл}$ активно происходит полигонизация, а выше $(0,35...0,45) T_{пл}$ – рекристаллизация, начинающая процесс снятия нагартовки. Легированием повышают температуру начала рекристаллизации однофазных сплавов до $(0,5...0,6) T_{пл}$ основного металла.

- Сплавление основного металла с элементами, образующими с ним твердые растворы. При сплавлении основного металла с элементами, образующими с ним твердый раствор, характеристики прочности и сопротивления пластической деформации увеличиваются благодаря растворному упрочнению. Твердорастворное упрочнение большого количества металлов определяется взаимодействием винтовых дислокаций с растворенными атомами. Никель интенсивно упрочняет Al, V, Mo; менее эффективно – Co, Fe, W.

Для жаропрочных сталей главное, чтобы эффект такого упрочнения сохранялся до более высоких температур. Так как жаропрочные характеристики во многом определяются диффузионной подвижностью атомов и процессами динамического разупрочнения, то основным условием легирования является, уменьшение коэффициента диффузии атомов матрицы. Чем ниже подвижность атомов легирующего элемента, тем эффективнее он повышает жаропрочные характеристики при температурах выше $(0,5...0,6) T_{пл}$. Диффузионная подвижность атомов легирующего элемента, также, тем меньше, чем больше силы межатомной связи. О силах межатомной связи можно судить по температуре их плавления (повышение линии солидус). Температуру плавления у никелевых сталей сильно повышает вольфрам и рений.

Наибольший эффект дает комплексное легирование металлов. По мере усложнения состава твердого раствора жаропрочность растет. Механизм растворного упрочнения можно использовать при повышении жаропрочности до температур $(0,6...0,65) T_{пл}$ (примерно до 800 °С для никелевых сплавов).

- Третье направление увеличения прочностных и жаропрочных характеристик – появление дисперсных частиц упрочняющих фаз в матрице. Дисперсные частицы можно создать несколькими способами: а) закалкой и старением; б) методом порошковой металлургии.

Первый метод появления дисперсных частиц используется лишь для систем с непостоянной, уменьшающейся с падением температуры растворимостью упрочняющей фазы в матрице. Применимость этого метода определяется диаграммой состояния взаимодействующих элементов. Для наибольшего эффекта упрочнения сталей с помощью этого метода следует выбирать сплавы, которых близки (по составу) к предельной растворимости при повышенных температурах. У таких сплавов матрица представлена не чистым металлом, а сложнолегированным твердым раствором.

Возможности следующего метода не ограничиваются требованием переменной растворимости упрочняющих фаз. Благодаря порошковой

металлургии можно ввести в металл дисперсные включения даже тех фаз, которые почти не растворяются в нем. В данном случае порошки металлов смешивают с упрочняющей фазой (порошками), а затем из них получают заготовки, которые позже обрабатывают. При такой технологии упрочняющие фазы равномерно распределяются в металлической матрице, понижают движение дислокаций, блокируют границы зерен, уменьшают скорость процесса рекристаллизации, что, как следствие, приводит к увеличению характеристик жаропрочности.

Полезность дисперсного и дисперсионного упрочнения определяется объемной долей упрочняющей фазы, размерами и расстояниями между частицами, свойствами частиц и их сопряжением с матрицей. Самая распространенная упрочняющая фаза в никелевых жаропрочных сплавах Ni_3Al , в которой легирующие элементы могут в больших объемах заменить любой входящий в нее элемент; в частности, до 60% Al может быть заменено Ti. Фаза Ni_3Al – это сверхструктура типа Cu_3Au с ГЦК решеткой, с периодом всего на 0,1% больше, чем у γ -раствора (ее обозначают γ'). Фаза γ' имеет высокую пластичность, таким образом, при увеличении ее количества в сталях не происходит сильного охрупчивания, хотя пластичность Ni при этом падает.

Основной способ упрочнения никелевых жаропрочных сплавов γ' -фазой связан с рождением антифазных границ в процессе прохождения дислокаций через частицы при их перерезании (рисунок 1.4) иллюстрирует строение антифазной границы (АФГ), сформировавшейся при прохождении двух краевых дислокаций (свехдислокации) через упорядоченную структуру на примере простой кубической решетки.[1]

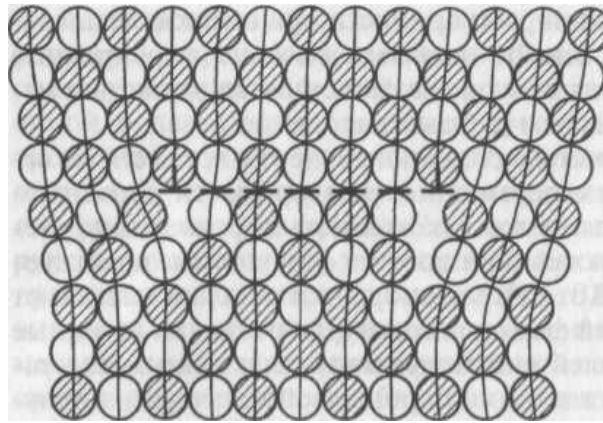


Рисунок 1.4-Строение антифазной границы, сформировавшейся при прохождении двух краевых дислокаций через упорядоченную структуру с простой кубической решеткой.

- Введение в сталь элементов, образующих при кристаллизации новую более твердую фазу, располагающуюся по границам первичных зерен или по междендритным пространствам.

Образовавшаяся фаза должна иметь высокую жаропрочность, иметь высокую температуру плавления, малую диффузионную подвижность. Это чаще всего интерметаллид или фаза внедрения.

Достаточно новое направление в достижении высокой жаропрочности - направленная кристаллизация. Суть в том, что при литье в оболочковой форме присутствует направленный тепло-отвод, благодаря которому происходит рост дендритных кристаллов в одном направлении. Сформировавшееся при этом структура, направленная структура, представляет из себя параллельные друг другу тонкие длинные столбчатые кристаллы, которые ориентируются в направлении действия наибольших напряжений. Такая направленность зерен ведет к увеличению сопротивления межкристаллическому излому при высоких температурах.

1.3.2 Влияние легирующих элементов на жаропрочность никелевых сплавов.

Чистый Ni не является жаропрочным элементом, при температуре 1073К его 100-ч длительная прочность составляет 40 МПа. Легирование Ni 20% Cr дает небольшое растворное упрочнение; его длительная прочность возрастает на 25...30 %, в основном за счет сил межатомной связи.

Al достаточно сильно увеличивает жаропрочность как двойных (рисунок 1.5), так и сложнелегированных никель-хромовых сплавов. Такое свойство обусловлено образованием упрочняющей γ' - фазы (Ni_3Al), повышение ее объема напрямую зависит от объема Al, что определяет повышение жаропрочности.

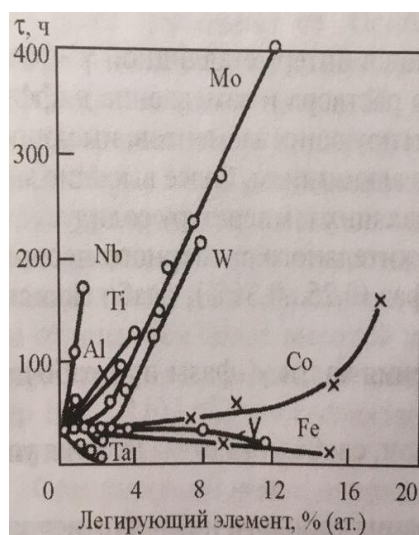


Рисунок 1.5- Влияние легирующих элементов на время до разрушения сплавов типа 80%Ni+20%Cr при испытании на длительную прочность при 800°C и $\sigma=200$ МПа.

Также Al понижает технологическую пластичность никель-хромистых сплавов и при содержании более 4 % Al появляются большие затруднения при обработке давлением. Легирование никель-хромистых сплавов (2,5...3,0 %) Ti вызывает образование тонкодисперсного интерметаллида Ni_3Ti , что увеличивает длительную прочность. Однако жаропрочные характеристики при таком легировании не настолько велики как при легировании Al. Это определяется несоответствием параметров решетки упрочняющей фазы (Ni_3Ti) и матрицы основного металла, что определяет их большую коагуляцию при

высоких температурах по сравнению с Ni_3Al . При совместном легировании никель-хромовых сплавов Al и Ti, характеристики жаропрочности ниже, чем при легировании одним Al. В сталях на основе Ni всегда есть Fe, его количество допускается, так как для легирования вместо Cr используют более дешевый феррохром. В сталях требующих более высокие характеристики жаропрочности содержание Fe не превышать 2%.

Co входит в состав γ' - фазы, замещая Ni, но большая его часть уходит в γ -фазу. Кроме повышения жаропрочных характеристик Co увеличивает показатели пластичности и вязкости. Поэтому содержание Co в деформируемых сплавах составляет до 20% (по массе). В литейных сплавах его количество не превышает 10%.

W, Nb и тантал вводят в сплавы на основе никеля, для легирования γ' - фазы, упрочнения γ – твердого раствора и формирования карбидов. W распределяется примерно поровну между γ и γ' – фазами и стабилизирует структуру стали, по объему всего зерна.

Cr растворяется в основном в γ - фазе и повышает длительную прочность сплава при температурах 973...1023К. Также он сильно снижает температуру солидус, так что при достаточно высоких рабочих температурах большое содержание Cr отрицательно сказывается на длительной прочности, из-за увеличения скорости диффузионных процессов.

Вольфрам, примерно поровну распределяясь между γ и γ' - фазами, тормозит развитие в них диффузионных процессов и как следствие повышает жаропрочность. Молибден в большей части растворяется в γ - фазе, в связи с чем молибден оказывает эффективное растворное упрочнение. Однако при высоком его содержании возрастает склонность жаропрочных никелевых сплавов к внутреннему окислению.

В никелевых сплавах всегда присутствует углерод, в связи, с чем в них образуются карбиды, карбонитриды. В зависимости от их количества и распределения они могут оказывать как положительное, так и отрицательное влияние. В большинстве сплавов предельное количество углерода составляет

0,12%, так как при больших количествах снижается пластичность, также при содержании углерода менее 0,03% падает долговечность сплавов и их длительная прочность. Необходимо получать карбиды на границах зерен, для того чтобы получить сочетание высокой жаропрочности и приемлемой пластичности, требуется добиться выделения определенных типов карбидов в наиболее благоприятной форме. Наиболее желательны карбиды типа MeC и Me_6C простой формы, отрицательное влияние оказывают карбиды ячеистой структуры и карбиды видманштеттова строения. Легирование ниобием и танталом способствует стабилизации карбидов типа MeC , а повышение содержания хрома облегчает выделение нежелательных карбидов $Me_{23}C_6$.

Легкоплавкие элементы - свинец, сурьма, висмут, сера, скапливаются при кристаллизации на границах зерен, чем резко снижают жаропрочность сплавов, их пластические свойства и сильно увеличивают разброс свойств. Поэтому при выплавке слитков применяют все меры, чтобы свести все эти примеси к минимуму.

К вредным примесям также относятся газовые примеси (кислород, азот, водород). Кислород и азот образуют неметаллические включения, которые являются потенциальными очагами разрушения, а водород при больших содержаниях может вызывать водородную хрупкость.

Наиболее высокие жаропрочные свойства достигаются при комплексном легировании, усложнение химического состава никелевого твердого раствора легированием одновременно несколькими элементами, такими как хром, молибден, вольфрам, кобальт, ниобий, увеличение содержания упрочняющей γ' -фазы, обусловленное увеличением содержания γ' -стабилизаторов (алюминия, титана, ниобия, гафния и др.), микролегирование бором, цирконием, церием приводят к увеличению длительной прочности и к повышению предельных рабочих температур жаропрочных никелевых сплавов.

1.3.4 Жаропрочные деформируемые никелевые сплавы.

Первым промышленным жаропрочным никелевым сплавом, после их разработки в середине XX века, стал сплав ЭИ437(ХН77ТЮ), легированный 20% Cr, 2 5% Ti и 0,75% Al. Впоследствии были разработаны более совершенные сплавы этого типа (нимоник).

Сплавы типа ЭИ437 в закаленном состоянии отличаются невысокими прочностными характеристиками, большой пластичностью и ударной вязкостью. Высокая пластичность позволяет проводить обработку давлением с высокими степенями деформации. После закалки с 1080...1120°C на воздухе сплавы подвергают старению при 700 ± 10 °C (ХН77ТЮ, ХН77ТЮР) или 750...790 °C (ХН77ТЮРУ, ЭИ437БУВД) в течение 16 ч.

Распад пересыщенного γ – раствора начинается с формирования областей, обогащенных легирующими элементами, которые затем переходят в γ' – фазу. В процессе старения когерентность между γ' – фазой и γ – раствором постепенно нарушается и частицы γ' – фазы начинают коагулировать. Распад пересыщенного γ – раствора начинается с границ зерен. На рисунке 1.7 линия АБ определяет начало появления в приграничных областях “предвыделений” γ' – фазы, линия ВТ характеризует начало появления некогерентных с основной матрицей раствора, обособленных частиц γ – фазы. При достаточно длительных выдержках (более 1000 ч при 800 °C)начинает выделяться η –фаза (Ni3Ti)пластинчатой формы, а при очень высоких температурах образуется также карбид хрома Cr₇C₃. После термической обработки, проведенной по оптимальному режиму, количество γ' –фазы в сплавах типа ЭИ437 составляет около 10%.

Жаропрочные никелевые сплавы с большим количеством γ' –фазы не обладают достаточными технологическими свойствами и получение из них деформированных полуфабрикатов из слитка представляет довольно сложную проблему. Поэтому при производстве этих сплавов широко применяют методы порошковой (в конце марки сплава указывают букву П).

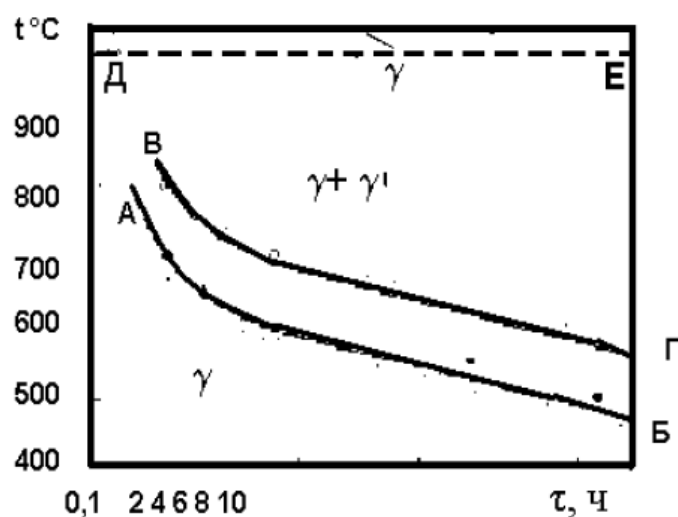


Рисунок 1.9. – Диаграмма изотермического распада γ - твердого раствора в сплаве ЭИ437Б при старении после закалки (ДЕ–температура полного растворения γ' – фазы).

1.3.5 Жаропрочные литейные никелевые сплавы.

Жаропрочные, литейные, никелевые сплавы имеют отличия от деформируемых в следующих преимуществах: 1) более высоких жаропрочных свойствах при высоких температурах; связанное с возможностью введения в сплавы легирующих элементов в больших концентрациях, поскольку низкая технологическая пластичность не страшна при получении фасонных отливок; 2) более высоким коэффициентом использования металла (0,8...0,95 вместо 0,15...0,25 для деформируемых сплавов); 3) меньшей трудоемкостью изготовления деталей (при изготовлении лопаток турбин трудоемкость меньше в 3-4 раза); 4) возможностью получения пустотелых водоохлаждаемых изделий; 5) возможностью получения направленно закристаллизованных и монокристаллических структур.

Основной недостаток литейных сплавов – низкая пластичность, особенно в интервале рабочих температур.

По химическому составу жаропрочные литейные сплавы близки к высокожаропрочным деформируемым сплавам.

Структура литейных сплавов представлена γ – твердым раствором, и большим количеством γ' – фазы (50...60%), карбидами, карбонитридами и боридами. Из-за ликвации легирующие элементы неоднородно распределяются по объему зерна. При нагреве под закалку последствия дендритной ликвации частично устраняются, что впоследствии влияет на более равномерное распределению γ' – фазы, выделяющейся при старении.

В зависимости от легирования и режимов термической обработки в литейных сплавах формируются различные карбиды. Титан образует с углеродом малорастворимые карбиды типа TiC, а в присутствии азота – карбонитриды Ti(C, N). Карбиды титана образуют с никелем эвтектику, которая располагается в междендритных пространствах. Помимо TiC встречаются и сложные карбиды других металлов. Боридные фазы типа Cr₃B₂, а также более сложные бориды (Mo, W)_wCr_mB₂ или (Mo, W, Cr)₃B₂ скапливаются на границах зерен.

Наибольшую известность приобрели жаропрочные литейные сплавы серии ЖС: ЖСЗ, ЖС6, ЖС6К, ЖС6У, ЖС6Ф. Сплавы серии ЖС легированы Al, Ti, Nb, V – элементами с которыми связано формирование γ' – фазы, и γ – стабилизирующими элементами (Cr, Mo, W), растворяющимися преимущественно в γ – твердом растворе.

1.4 Формирование структуры в процессе горячей деформации

В высоком температурном интервале металлы имеют высокую пластичность и пониженное сопротивление деформации, что позволяет придавать материалу необходимые размеры и форму при небольших энергетических затратах.

Особенность горячей деформации заключается в том, что процессы деформационного упрочнения сопровождаются одновременными процессами разупрочнения – динамическим возвратом и динамической рекристаллизацией [18–20]. Соотношение между этими процессами зависит от температуры,

скорости и величины деформации, а также от состава деформируемой стали.

Процессы *динамического возврата* можно представить следующим образом (рисунок 1.10).

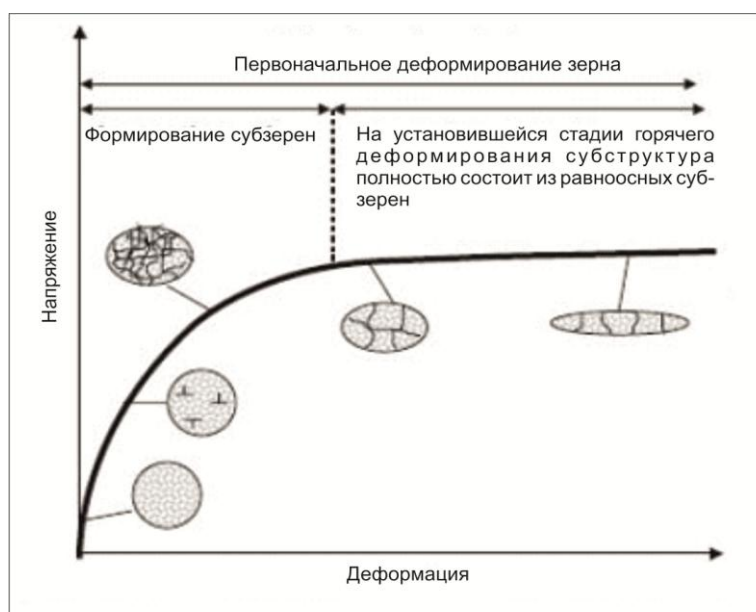


Рисунок 1.10 – Диаграмма «истинные напряжения – истинная деформация» для горячей деформации, сопровождаемой динамическим возвратом [18]

На ранних стадиях горячей деформации происходит быстрое увеличение плотности дислокаций и, как следствие, интенсивное деформационное упрочнение, аналогично холодной деформации. Однако уже небольшое увеличение степени горячей деформации активирует процессы поперечного скольжения и переползания дислокаций. В результате, беспорядочная дислокационная структура преобразуется сначала в ячеистую структуру (благодаря множественному поперечному скольжению), а затем в субзеренную структуру (за счет переползания дислокаций). Формирование ячеистой структуры сопровождается аннигиляцией части разноименных дислокаций. Следовательно, коэффициент деформационного упрочнения падает, а когда скорость аннигиляции дислокаций равняется со скоростью образования новых дислокаций, напряжения текучести выходят на постоянный (установившийся) уровень.

Уровень постоянного напряжения текучести, помимо свойств самого

материала, зависит от температуры и скорости деформации. Повышение температуры ускоряет процесс динамического возврата, а понижение скорости деформации увеличивает время для их реализации. Данное утверждение, находится в полном соответствии с представлением влияния температуры и скорости деформации на деформационное поведение металлических материалов описываемым параметром Зинера-Холломоны, называемым температурно-скомпенсированной скоростью деформации:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right), \quad (1.1)$$

В выражении (1.1) $\dot{\epsilon}$ и T – скорость и абсолютная температура деформации, R – газовая постоянная, Q – эффективная энергия активации процессов динамического возврата. Уменьшение параметра Z будет усиливать протекание динамического возврата, что приведет к падению установившихся напряжений текучести. И, наоборот, при высоком значении параметра Z , динамический возврат будет затруднен, что приведет к повышению напряжений текучести.

В материалах с низкой энергией дефектов упаковки, к которым относятся жаропрочные сплавы на основе никеля, активно протекает поперечное скольжение и переползание дислокаций, что затрудняет процесс протекания динамического возврата. По этой причине в таких материалах наряду с динамическим возвратом получает развитие *динамическая рекристаллизация* (рисунок 1.11).

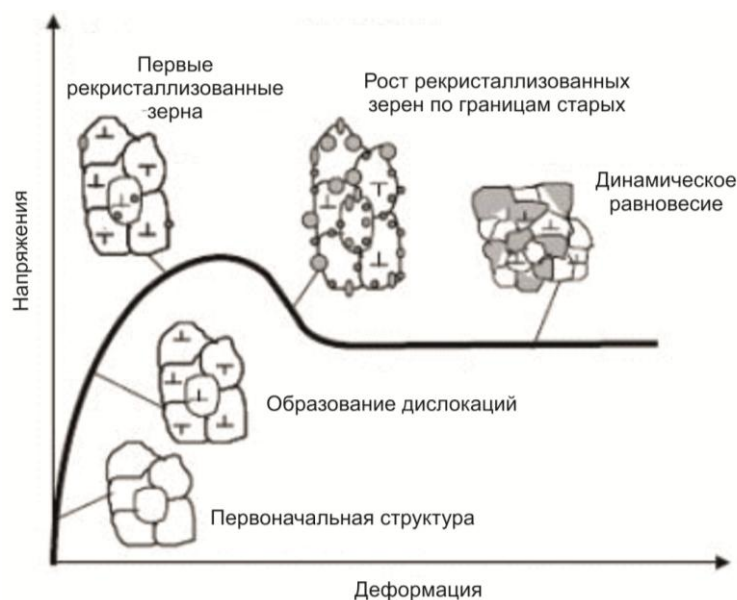


Рисунок 1.11 – Диаграмма горячей деформации, сопровождаемой динамической рекристаллизацией [20]

В силу низкой скорости протекания динамического возврата, по достижению некоторой критической деформации ε_c в структуре накапливается плотность дислокаций, достаточная для зарождения новых рекристаллизованных зерен. Формируется структура, называемая ожерелья (necklace structure). Последующее зарождение новых зерен происходит на границах между рекристаллизованным и нерекристаллизованным материалом до тех пор, пока новые зерна не поглотят всю исходную структуру.

На установившейся стадии деформации рекристаллизованные зерна продолжают деформироваться, в них проходят процессы динамического возврата, формируются субзерна, а когда плотность дислокаций увеличивается до критической величины, начнется следующий цикл динамической рекристаллизации. В результате таких множественных циклов формируются равноосные рекристаллизованные зерна со средним размером, не зависящим от размера исходного зерна и от величины деформации на установившейся стадии.

При описании процессов динамической рекристаллизацией, вновь важнейшую роль играет параметр Зинера-Холломона. Так, с падением

параметра Z , процесс динамической рекристаллизации развивается активнее. Следовательно, уменьшаются значения пиковой деформаций, падают пиковые и установившиеся напряжения. Наоборот, при высоких значениях параметра Z , протекание динамической рекристаллизации затрудняется, а при некоторой критической величине Z динамическая рекристаллизация невозможна, в таком случае единственным механизмом разупрочнения остается динамический возврат.

1.5 Жаропрочный сплав на никелевой основе ХН55МВЦ

Сплав ХН55МВЦ применяется в таких областях как: Атомная энергетика; Судовое машиностроение; Энергомашиностроение. Данный сплав предназначен для длительной эксплуатации при температуре до 950°C.

Данный сплав имеет твердо-растворный механизм упрочнения, что обеспечивает ему высокую пластичность, высокий показатель жаропрочности, хорошую свариваемость и стабильную структуру и свойства при длительной высокотемпературной эксплуатации. ХН55МВЦ характеризуется высокими значениями длительной прочности при температурах 650-800°C.

Таблица 1.1– Химический состав сплава ХН55МВЦ, %

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	Fe	Zr	Y
≤0,05	≤0,03	1,3-1,7	18-20	53-56	5-7	2-3	Ост	0,05-0,15	≤0,05

Таблица 1.2– Механические свойства сплава ХН55МВЦ.

Температура °С	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
20	672	301	54,9
650	513	187	54,5
700	462	182	60,9
800	333	175	77,4
900	207	163	87,3

Известно, что в указанных выше областях также успешно применяются сплавы Incoloy 800, Inconel 617, Nicrofer 4722Co, Nicrofer 4626 MoW и др. Однако эти сплавы не обладают такими показателями длительной прочности и технологичности, что вызывает сложность при изготовлении крупных поковок и сварных конструкций.

Повышение технологичности при ковке и сварке, а также повышение длительной прочности в стали ХН55МВЦ достигается тем, что предлагаемый сплав, содержащий углерод, кремний, марганец, хром, никель, молибден, вольфрам и железо, дополнительно содержит цирконий, азот, иттрий, бор, алюминий.

При выборе легирующих элементов и их количестве основное внимание уделялось свариваемости и технологичности производства поковок и сварных конструкций.

1.6 Примеры российских жаропрочных сплавов на никелевой основе

Российские жаропрочные сплавы на никелевой основе целесообразно подразделять на следующие две группы:

- Сплавы, содержащие Ti+Al и упрочняющиеся вследствие образования интерметаллидной фазы γ' [$\text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al})$].
- Сплавы, упрочняющиеся фазой Ni_3Al .

Для легирования основного твердого раствора отечественных сплавов используют одновременно молибден и вольфрам, в то время как в зарубежные сплавы добавляли только молибден. Исследования показали, что разупрочнение сплавов с вольфрамом и молибденом меньше, чем при наличии только одного молибдена.

Примеры некоторых жаропрочных сплавов на никелевой основе с их химическим составом, используемых в России приведены в таблице 1.3.

1.7 Зарубежная классификация жаропрочных сталей и сплавов на никелевой основе

Жаропрочные сплавы на никелевой основе получили широкое применение сначала в Англии, где широко используются сплавы под названием “нимоник”, разработанные фирмой Mond Nickel. Затем в американской практике начали широко применять жаропрочные сплавы на кобальтовой основе с карбидным упрочнением (сплавы HS-21, HS-25, HS-31), позднее сплавы на никелевой основе с интерметаллидным упрочнением.

Примеры некоторых жаропрочных сплавов на никелевой основе с их химическим составом, используемых за рубежом приведены в таблице 1.4.

Таблица 1.3– Химический состав российских жаропрочных сплавов на основе никеля.

Марка сплава	Ni	Cu	Fe	Cr	Mo	Al	Ti	Nb	Mn	Si	C	Другие элементы
Сплавы упрочняющиеся фазой $[Ni_3(Ti,Al)]$.												
ХН77ТЮ	Ост .	$\leq 0,0$ 7	$\leq 1,0$	19- 22	-	0,55 - 0,95	2,3- 2,7	-	$\leq 0,4$	$\leq 0,$ 6	$\leq 0,$ 06	0,01 Ce
ХН60МЮВТ	Ост .	-	$\leq 4,0$	17- 19	5-7	3-4	2-3	-	$\leq 0,5$	$\leq 0,$ 5	0,04 - 0,09	2,5-4 W; 0,02 В;
ХН50ВМТКФЮ	Ост .	-	$\leq 5,0$	9- 12	4-6	3,7- 4,7	2- 2,8	-	$\leq 0,5$	$\leq 0,5$	0,1- 0,2	14-16 Co; 5-7 W; $\leq 0,02$ В;
Сплавы упрочняющиеся фазой Ni_3Al .												
ХН75ВМЮ	Ост .	-	$\leq 5,0$	9- 11	5- 6,5	4- 4,6	-	-	$\leq 0,4$	$\leq 0,4$	$\leq 0,1$ 2	4,5-5,5 W; 0,01-0,02 В; $\leq 0,01$ Ce; $\leq 0,7$ V
ХН62МВКЮ	Ост .	-	$\leq 4,0$	8,5- 10,5	9- 11,5	4,2- 4,9	-	-	$\leq 0,3$	$\leq 0,6$	$\leq 0,1$	4-6 Co; 4,3-6,0 W; $\leq 0,02$ В; $\leq 0,02$ Ce
ХН70МВЮ	Ост .	-	-	9- 11	8- 10	4,1- 4,6	-	-	0,4	0,4	0,07	4,5-5,5 W; 0,01-0,02 В; $\leq 0,01$ Ce; $\leq 0,7$ V

1.7.1 Сплавы Nimonic.

Данные сплавы изготавливаются с 1941-1944 гг., первым разработанным сплавом является Nimonic 80. В последующие годы разрабатывались и внедрялись все более жаропрочные деформируемые сплавы Nimonic 80A, 90, 95, 100, 105, 115.

Более высокие показатели жаропрочности у сплава Nimonic 90 по сравнению с Nimonic 80A достигнуты благодаря присадке кобальта (15-21%), а у Nimonic 95 – кобальта и большего количества алюминия. В сплавах Nimonic 100 и 105 снижено количество хрома и титана, повышено содержание алюминия до 5% и введен молибден. Также в официальных данных редко указываются присадки бора, церия, и других элементов (схожих по характеру влияния), их вводят с целью получения требуемой жаропрочности. Данный сплав применяется в производстве лопаток авиационных газовых турбин, рабочих лопаток и др.

1.7.2 Никель-хром-железные сплавы.

Это семейство сплавов было разработано для высокотемпературных окислительных сред. Эти сплавы обычно содержат 50–80% никеля, что позволяет добавлять другие легирующие элементы для повышения прочности и коррозионной стойкости при сохранении ударной вязкости.

Типичные области применения - муфельные печи, электронные компоненты, трубки теплообменников, оборудование для химической и пищевой промышленности, корзины для науглероживания, приспособления и роторы, стержни управления реактором, компоненты ядерного реактора, трубки первичного теплообменника, пружины и главные водяные трубопроводы.

1.7.3 Никель-железо-хромовые сплавы

Эта серия сплавов обычно содержит 30–45% Ni и используется в условиях повышенной или высокой температуры, где требуется устойчивость к окислению или коррозии. Данные сплавы являются широко используемым

Таблица 1.4 – Химический состав зарубежных жаропрочных сплавов на основе никеля

Марка сплава	Ni	Cu	Fe	Cr	Mo	Al	Ti	Nb	Mn	Si	C	Другие элементы
Сплавы Nimonic												
Nimonic 75	Ост.	-	5,0	18 - 21	-	-	0,2 - 0,6	-	≤1,0	≤1,0	0,8- 0,15	-
Nimonic 105	Ост.	-	≤1,0	13 - 17	4,5- 5,7	3,7 - 4,7	3,0 - 4,0	-	-	-	0,15	17-20 Co
Никель-хром-железные сплавы												
Inconel 600	76	0,25	8,0	15, 5	-	-	-	-	0,5	0,25	0,08	-
Inconel 718	53,5	0,15	18,5	19	3,0	0,5	0,9	5,1	0,18	-	0,04	-
Никель-железо-хромовые сплавы												
Incoloy 800	31	0,38	46	20	-	0,3 8	0,3 8	-	0,75	0,50	0,05	-
Incoloy 925	43,2	1,8	28	21	3	0,3 5	2,1	-	0,6	0,22	0,03	-
Никель-хром-молибденовые сплавы												
Hastelloy X	Ост.	-	19	22	9	-	-	-	-	-	0,1	-
Hastelloy C-276	Ост.	-	5,5	15, 5	16	-	-	-	0,08	1	0,01	2,5 Co, 4 W, 0,35 V
Hastelloy G	Ост.	2	19,5	22	6,5	-	-	2,1	1	1,5	0,05	<1 W, <2,5 Co

конструкционным материалом для оборудования, которое должно противостоять коррозии, иметь высокую прочность или сопротивляться окислению и цементации. Хром в сплаве придает устойчивость к высокотемпературному окислению и общей коррозии. Никель сохраняет аустенитную структуру, так что сплав остается пластичным после воздействия повышенной температуры. Типичные области применения - оборудование для термообработки и теплообменники в химической, нефтехимической и атомной промышленности, особенно там, где требуется устойчивость к коррозионному растрескиванию под напряжением.

1.7.4 Никель-хром-молибденовые сплавы.

Была разработана для тяжелых коррозионных сред. Многие из этих сплавов также имеют хорошую стойкость к окислению, а некоторые имеют полезную прочность до 1093 ° С. Типичные области применения - оборудование печей, подвергаемое окислительной, восстановительной и нейтральной атмосфере; выхлопные трубы самолетов реактивного двигателя.

1.8 Химический состав сталей схожих по хим. составу со сталью ХН55МВЦ

Таблица 1.5 - Химический состав сталей схожих по хим. составу со сталью ХН55МВЦ.

Марка сплава	Ni	Fe	Cr	Al	Ti	Cu	Mo	Nb	Mn	Si	C	W	Zr
Inconel 690	60	9	30	-	-	-	-	-	-	-	0,01	-	-
Hastelloy X	50	19	22	-	-	-	9	-	-	-	0,1	-	-
Inconel 601	60	14,1	23	-	-	0,5	-	-	0,5	0,25	0,08	-	-
Inconel 718	53	18,5	19	0,5	0,9	0,15	3,0	5,1	0,18		0,04	-	-
ХН55МВЦ	55	15,3	19	0,05 - 0,15	-	-	6	-	1,5	0,03	0,05	3	0,1

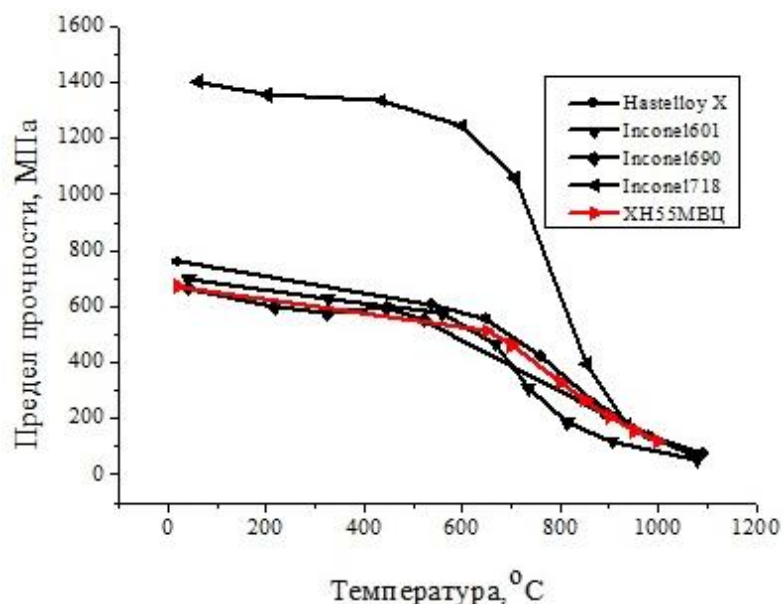


Рисунок 1.12 – График предела прочности от температуры сталей схожих по хим.составу со сталью ХН55МВЦ

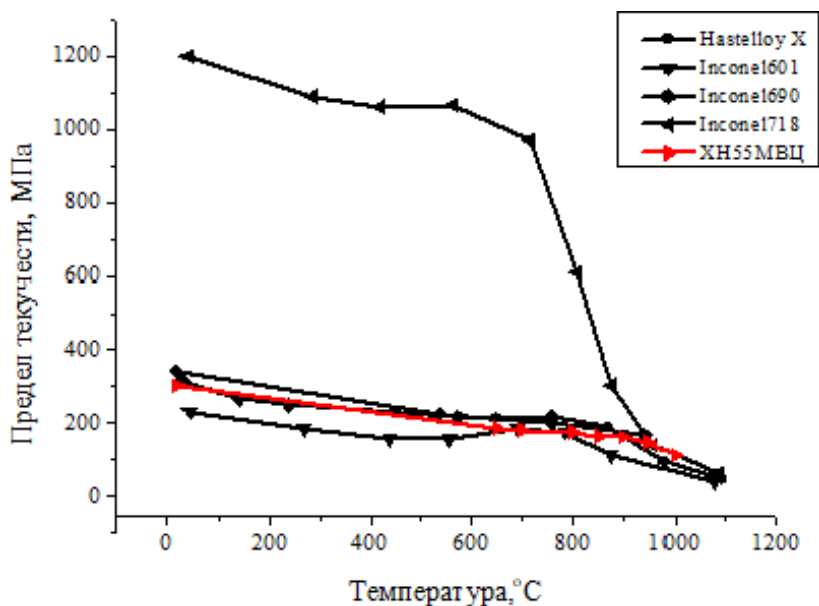


Рисунок 1.13 – График предела текучести от температуры сталей схожих по хим.составу со сталью ХН55МВЦ

1.9 Цель и задачи исследования

Сплав ХН55МВЦ является жаропрочным никелевым сплавом с твердорастворным упрочнением. Этот сплав широко используется для производства изделий, работающих в условиях высоких нагрузок и высоких

температур в коррозионных средах. В частности, благодаря сочетанию отличной стойкости к коррозионному растрескиванию под напряжением, высокой прочности, высокой стабильности структуры и хорошей формуемости, он используется в ядерной, химической и нефтехимической промышленности. В атомной энергетике сплав, в основном, используется в качестве трубок парогенераторов и крупных поковок в реакторах с водяным охлаждением под давлением.

Для производства изделий и полуфабрикатов сплав ХН55МВЦ подвергается горячей ковке, штамповке или прокатке. Для обеспечения высокой прочности и пластичности конечной продукции необходимо обеспечить требуемую структуру сплава, в частности, размер зерен не должен превышать шестого балла по шкале ASTM. Предыдущие исследования показали, что деформационное поведение сплава во время горячей деформации достаточно сложное и формирующаяся структура сильно зависит от параметров горячей деформации, таких как величина деформации, скорость и температура деформации.

Известно, что динамическая рекристаллизация – эффективный метод измельчения зерен в ходе деформации. Важно понимать, при каких режимах деформации она будет иметь место в исследуемом сплаве. Кроме того, требуется оценка напряжений пластического течения для расчета энергосиловых параметров обработки металла давлением.

В связи с этим, настоящее исследование направлено на изучение влияния скорости и температуры деформации на деформационные характеристики сплава ХН55МВЦ, а также на изучение эволюции микроструктуры, что послужит основой для определения оптимальных технологических параметров горячей обработки исследуемого сплава.

Для достижения поставленной цели следовало решить следующие задачи:

1. Провести физическое моделирование в лабораторных условиях процессов деформации сплава в широком диапазоне температур и скоростей деформации.

2. Изучить структуру сплава, формирующуюся при различных температурно-скоростных режимах горячей деформации.

2 ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

2.1 Материал и методика экспериментов

Исследование выполнено на сплаве ХН55МВЦ промышленной плавки. Химический состав исследуемого сплава приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Марочный состав сплава, вес. %

C	Ni	Cr	Fe	Mn	Mo	W	Al	Si	N	Zr
<0,05	53-56	18-20	16-18	1,3-1,7	5-7	2-3	<0,15	<0,3	<0,03	0,05-0,15

Физическое моделирование процессов горячей деформации одноосным сжатием осуществлялось на симуляторе термомеханических процессов Gleeble 3800 (рис. 2.1) с использованием модуля HydraWedge (рис. 2.2). Образцы для исследований были вырезаны из заготовки, прошедшей гомогенизирующий отжиг в течение 30 минут при температуре 1150°C.



Рисунок 2.1 – Общий вид комплекса Gleeble 3800

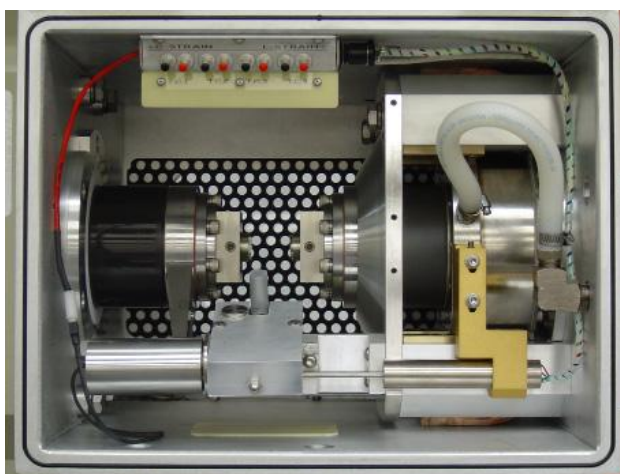


Рисунок 2.2 – Рабочая камера модуля HydraWedge

Испытания на сжатие проводили на цилиндрических образцах диаметром $d_0=10$ мм и высотой $h_0=15$ мм. Для уменьшения силы трения между образцом и бойками использовали эмульсионную смазку на основе высокочистого графита и никеля. Нагрев образцов осуществлялся прямым пропусканием через них электрического тока. Температура образца в процессе испытания измерялась термопарой, приваренной к центральной части образца.

В процессе эксперимента фиксировалась температура образца; усилие деформации и текущее значение высоты образца. Автоматически с помощью встроенной программы рассчитывались истинная (логарифмическая) деформация ε и истинные напряжения σ в предположении о неизменности объема образца и сохранения им цилиндрической формы в процессе испытания:

$$\varepsilon = \ln \left(\frac{h}{h_0} \right), \quad (2.1)$$

$$\sigma = \frac{F}{S} = \frac{F}{\pi d^2 / 4} = \frac{F}{\left(\frac{\pi h_0 d_0^2}{4 h} \right)}. \quad (2.2)$$

Здесь h_0 и h – начальная и текущая высота образца, S_0 и S – начальная и текущая площадь сечения образца; d_0 и d – начальный и текущий диаметр образца.

Образцы нагревали до температуры деформации со скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{секунду}$ и выдерживали при этой температуре в течение 3-х минут для выравнивания температуры по объему образца. Деформация осуществлялась в широком интервале температур от 24°C до 1150°C со скоростями 0,001, 0,005, 0,025 и $0,125\text{ с}^{-1}$. В течение 1,5 секунд после завершения деформации образцы охлаждались водяной струей для фиксации структуры, формирующейся в процессе деформации.

Для микроструктурных исследований деформированные образцы разрезались вдоль их оси. С полученных срезов изготавливались шлифы. Травление подготовленных микрошлифов производилось в 4% растворе азотной кислоты в этиловом спирте. Зёрненная структура изучалась на оптическом микроскопе C. Zeiss Observer с помощью программы Thixomet .

2.2 Результаты экспериментов

Деформационное поведение исследуемого сплава. На рисунке 2.3 приведены диаграммы деформации исследуемого сплава, полученные при фиксированных температурах и разных скоростях деформации.

Кривые деформации при комнатной температуре (24°C), отвечающие разным скоростям деформации совпадают, что свидетельствует об отсутствии скоростной зависимости напряжений течения (рис. 2.3, а). После достижения предела текучести (230 МПа), одинакового для всех скоростей деформации, следует продолжительный линейный участок деформационного упрочнения (до $\varepsilon\sim 0,4$) с последующим замедлением темпа упрочнения.

Аналогично ведет себя сплав и при температуре 500°C (рис. 2.3, б). Отличие заключается лишь в небольшом понижении предела текучести (до 200 МПа) без заметного падения коэффициента упрочнения на линейном участке диаграммы деформации.

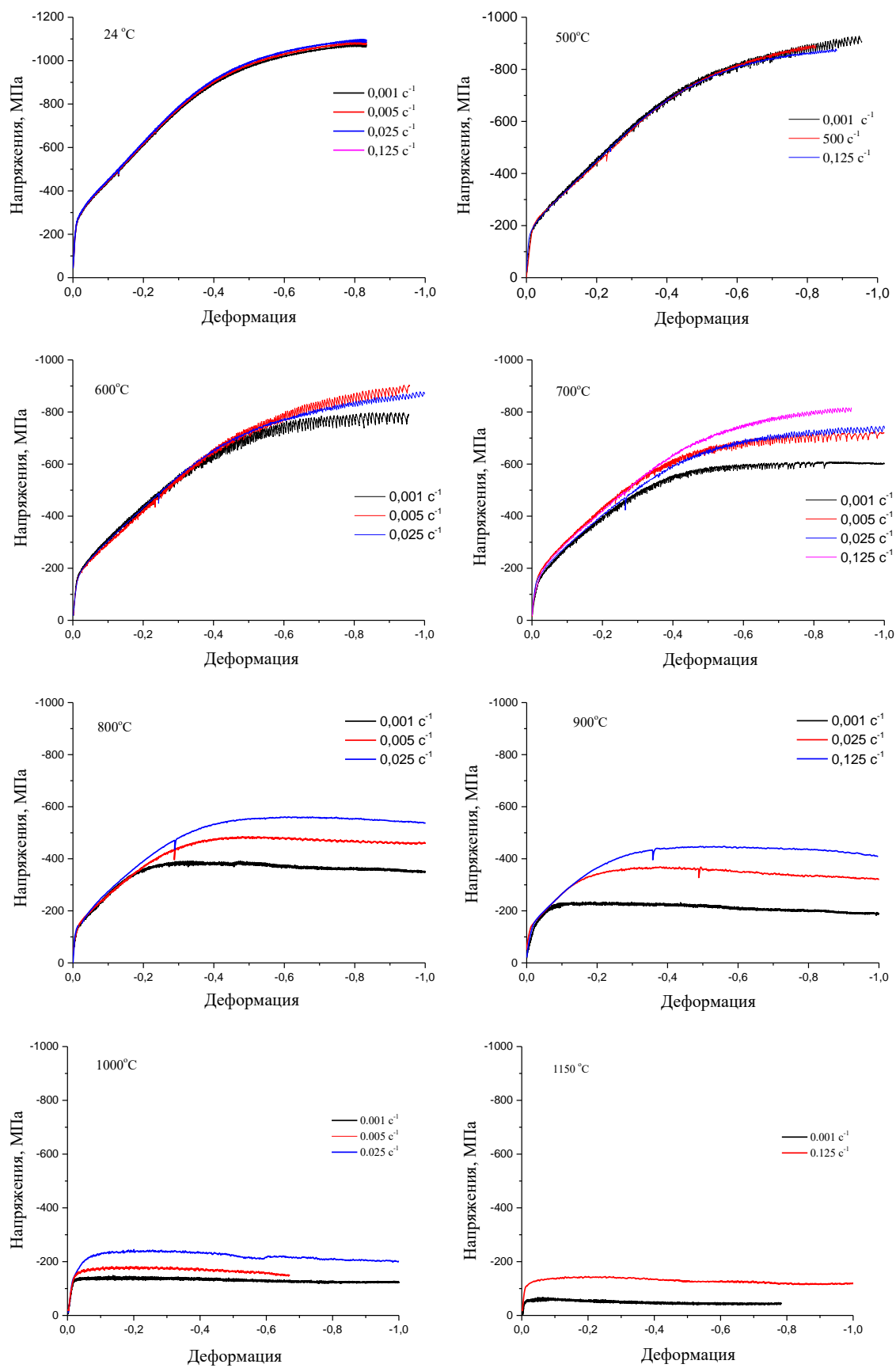


Рисунок 2.3 – Диаграммы деформации при постоянных температурах и разных скоростях деформации.

Кривые деформации при 600°C с разными скоростями также имеют совпадающий линейный участок деформационного упрочнения (рис. 2.3, в) с пределом текучести (190 МПа), одинаковым для всех скоростей деформации. Однако после деформации $\varepsilon \sim 0,4$ начинает проявляться скоростная зависимость напряжений течения, при которой напряжения возрастают с ростом скорости деформации.

Повышение температуры деформации до 700°C приводит к уменьшению протяженности линейного участка деформационного упрочнения и к усилению зависимости напряжений течения от скорости деформации (рис. 2.3, г). Важно отметить, что в отличие от более низких температур, напряжения течения с ростом величины деформации выходят на горизонталь (на установившийся уровень). Это обстоятельство свидетельствует о том, что устанавливается баланс между скоростью деформационного упрочнения, обусловленного нарастанием плотности дислокаций, и скоростью динамического возврата, заключающегося в перестройке дислокационной структуры и аннигиляции дислокаций.

Таким образом, деформацию при температуре 700°C и выше можно считать горячей деформацией, контролируемой термически активируемыми процессами. Последующее повышение температуры деформации сопровождается быстрым уменьшением участка деформационного упрочнения и понижением общего уровня напряжений течения (рис. 2.3, е–з). При температурах деформации 800°C и 900°C величина предела текучести остается независимой от скорости деформации, тогда как при более высоких температурах наблюдается ее рост с увеличением скорости деформации.

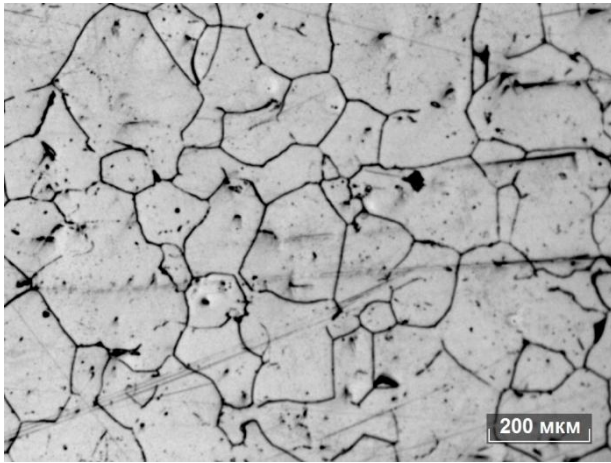
На некоторых кривых деформации при температурах 800–1120°C наблюдается небольшое снижение напряжений течения после достижения ими максимальных (пиковых) значений. Без структурных исследований не ясно, связано ли это падение напряжений с динамической рекристаллизацией или же с локализацией пластической деформации в полосах сдвига.

Эволюция микроструктуры в процессе деформации. В исходном состоянии сплав имел крупнозернистую структуру с равноосными зернами размером порядка 200 мкм (рис. 2.4).

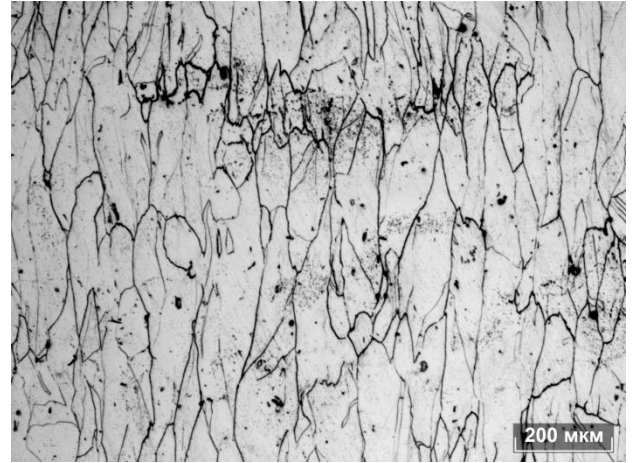
Деформация в интервале температур до 900°С включительно сопровождается сплющиванием зерен в направлении, перпендикулярном оси сжатия. При больших деформациях в силу неоднородности распределения деформации формируются полосы сдвига. Новые динамически рекристаллизованные зерна отсутствуют.

Повышение температуры деформации до 1000°С приводит к кардинальному изменению структуры. В структуре, помимо вытянутых деформированных зерен, видны мелкие зерна, сформированные в результате динамической рекристаллизации. Деформация при температуре 1150°С сопровождается полной динамической рекристаллизацией. Вытянутых зерен не остается. Отметим, что с повышением температуры деформации размер динамически рекристаллизованных зерен увеличился, однако он остается значительно меньше, чем в исходной структуре.

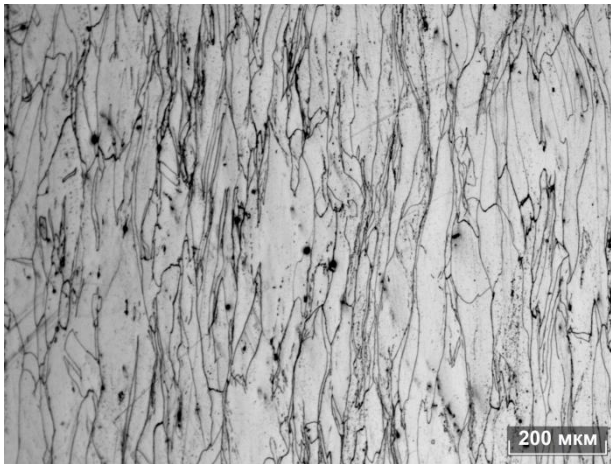
Таким образом, интервал температур 1000-1150°С является «окном возможностей» для поиска оптимальных технологических режимов горячей деформации исследуемого сплава: для осуществления деформации требуются низкие усилия, а подбором скорости деформации можно обеспечить мелкозернистую структуру, сформированную в процессе динамической рекристаллизации.



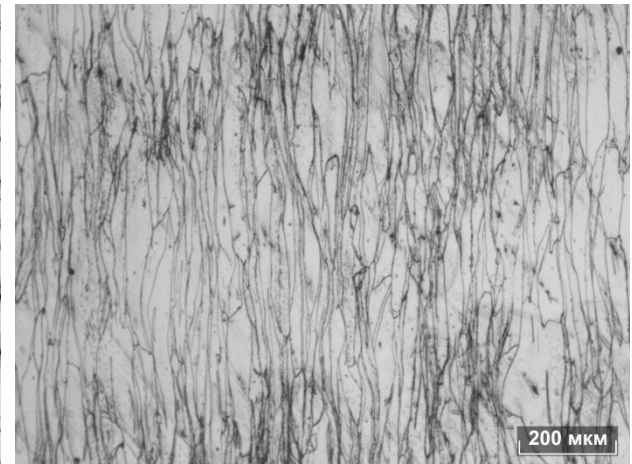
Исходная структура



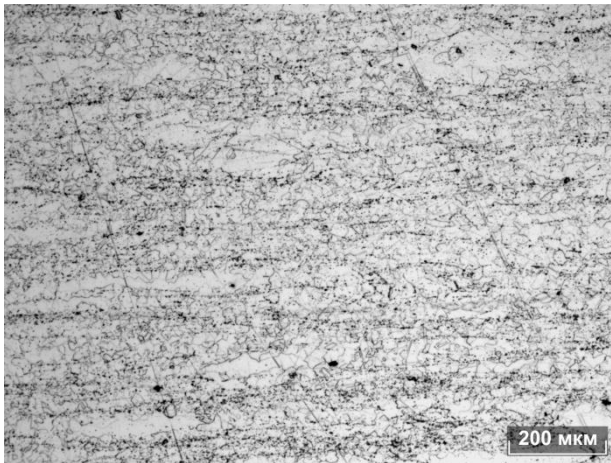
600°C ($\epsilon=0.9$)



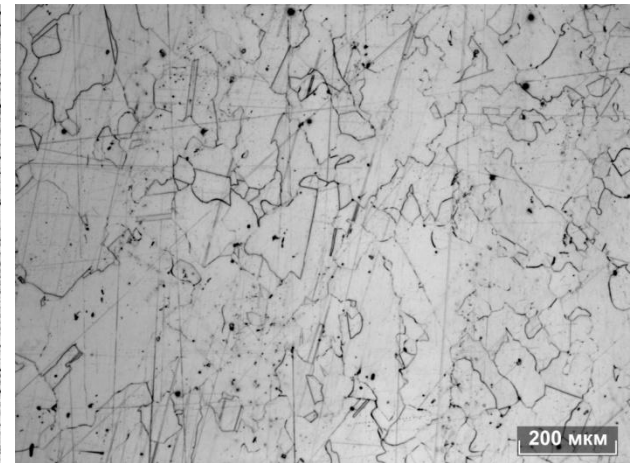
700°C ($\epsilon=1.1$)



800°C ($\epsilon = 1.2$)



1000°C ($\epsilon=1.1$)



1150°C ($\epsilon=1.2$)

Рисунок 2.4 – Исходная структура и структура, сформировавшаяся в процессе деформации в интервале температур 600 – 1150°C со скоростью 0,001 с⁻¹

3. АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1 Деформационное поведение исследуемого сплава в условиях горячей деформации

Из представленных выше диаграмм деформации следует, что интервале температур горячей деформации (700–1150°С) напряжения текучести сплава падают с ростом температуры и с уменьшением скорости деформации в полном соответствии с представлениями о том, что совместное влияние температуры и скорости деформации на деформационное поведение металлических материалов описывается параметром Зинера-Холломона:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right). \quad (3.1)$$

Здесь $\dot{\epsilon}$ и T – соответственно скорость и абсолютная температура деформации, R – газовая постоянная, Q – эффективная энергия активации процессов горячей деформации.

Значения пиковых (установившихся) напряжений в зависимости от скорости деформации для четырех исследованных температур испытаний приведены в таблице 3.1.

Из теории ползучести известно, что в области относительно низких значений параметра Зинера-Холломона скорость деформации связана с напряжениями степенным законом [1]:

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right). \quad (3.2)$$

Перенесем в выражении (3.2) экспоненту из правой части уравнения в левую часть. Тогда в левой части выражения получаем параметр Зинера-Холломона Z , а его правая часть оказывается пропорциональной σ^n :

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A\sigma^n. \quad (3.3)$$

Таблица 3.1 Пиковые напряжения в зависимости от температуры и скорости деформации

Скорость деформации, с ⁻¹	Температура деформации, С°				
	700	800	900	1000	1150
0,001	608	385	230	140	63
0,005	700	480		180	
0,025	740	560	365	240	
0,125	808		445		144

Выражение (3.3) является другой формой записи степенного закона ползучести.

При относительно высоких значениях параметра Z степенной закон может нарушаться, сменяясь экспоненциальной связью между скоростью деформации и приложенными напряжениями [1]

$$Z = \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A' \exp(\beta\sigma). \quad (3.4)$$

В общем случае используют более сложное эмпирическое выражение для описания связи между параметром Z и пиковыми (установившимися) напряжениями [2]:

$$Z = \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A \left[\operatorname{sh}(\alpha\sigma_p) \right]^n. \quad (3.5)$$

В силу свойств гиперболического синуса выражение (3.5) при малых напряжениях переходит в степенной закон (3.3), а при высоких напряжениях – в экспоненциальный закон (3.4).

Если горячая деформация описывается степенным законом (3.2), графики зависимости логарифма напряжений от логарифма скорости деформации для фиксированных температур испытаний должны иметь вид прямых с одинаковым наклоном, определяемым параметром n . Построенные по

данным таблицы 3.1 графики $\log(\dot{\epsilon}) - \log(\sigma_p)$ действительно представляют собой прямые линии, однако их наклон оказывается разным (рис. 3.1). Следовательно, для анализа всего массива экспериментальных данных следует использовать общее выражение (3.5).

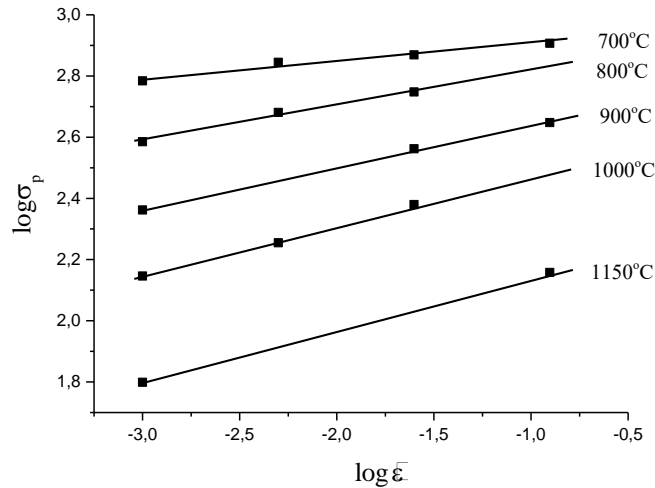


Рисунок 3.1 – Логарифм пиковых напряжений в зависимости от логарифма скорости деформации

Согласно (3.5) напряжения σ_p определяются выражением

$$\sigma_p = \frac{1}{\alpha} \left(\operatorname{arcsch} \left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} \right). \quad (3.6)$$

В (3.6) A , α , n , Q – константы исследуемого материала, подлежащие определению из данных экспериментов. Используя выражение (3.6) для регрессионного анализа экспериментальных значений пиковых напряжений, находим следующие значения искомых параметров:

$$\begin{aligned} A &= 3,66 \cdot 10^{14} \text{ с}^{-1}; & \alpha &= 0,0052 \text{ МПа}^{-1}; \\ n &= 4,38; & Q &= 414,55 \text{ кДж/моль}. \end{aligned} \quad (3.7)$$

Регрессионный анализ выполнен с использованием пакета Mathcad.

Следует отметить, соизмеримую невязку регрессии ERR можно получить при другом наборе параметров A , n и α , однако значение Q энергии активации остается устойчивым к этим изменениям (таблица 3.1).

Таблица 3.2 – Параметры A , n , Q выражения (3.5) в зависимости от фиксированного значения параметра α

Параметр	$\alpha=0.004$	$\alpha=0.005$	$\alpha=0.006$
A, c^{-1}	$2,46 \cdot 10^{15}$	$4,6 \cdot 10^{14}$	$1,68 \cdot 10^{14}$
n	5,44	4,52	3,85
$Q, \text{кДж/моль}$	418,98	415	413,2
ERR	50,1	42,48	44,27

Таким образом, точность регрессионной оценки энергии активации не превышает ± 4 кДж/моль.

Результаты расчета пиковых напряжений по выражению (3.6) с использованием параметров (3.7) в сравнении с их экспериментальными значениями приведены на рисунке 3.3. На графике в координатах $\log(Z) - \log(\sigma_p)$ (рис. 3.3, а) все экспериментальные точки с высокой точностью укладываются на регрессионную кривую, что подтверждает способность выражения (3.5) описывать экспериментальные данные лучше, чем выражение (3.3). График на рисунке 3.3, б демонстрирует высокую точность предсказания пиковых напряжений по заданным температурно-скоростным параметрам деформации. Точки на графике – экспериментальные данные; сплошные линии – расчет по выражению (3.6).

Таким образом, нами получено аналитическое выражение, позволяющее по заданному температурно-скоростному режиму горячей деформации

рассчитать соответствующий параметр Зинера-Холломона, а по нему оценить пиковые напряжения течения. Это выражение может быть положено в основу компьютерного моделирования процессов горячей деформации исследуемого сплава.

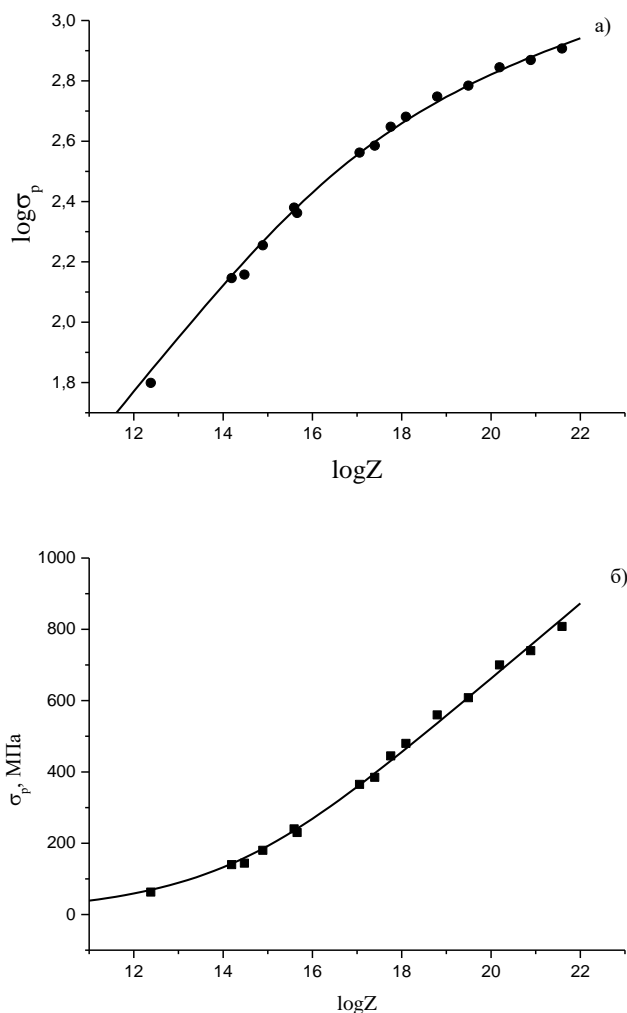


Рисунок 3.3 – Логарифм пиковых напряжений (а) и пиковые напряжения (б) в зависимости от логарифма параметра Зинера-Холломона

3.2 Сравнение полученных результатов с литературными данными по аналогичным никелевым сплавам

Близкими по содержанию основных элементов (Ni, Cr, Fe), являются зарубежные сплавы HastelloyX и Inconell 690 (Таблица 3.3). Как и сплав ХН55МВЦ эти зарубежные аналоги относятся к сплавам с твердорастворным

упрочнением, то есть не подвергаются старению. Процессы горячей деформации этих сплавов изучены в работах [3,4].

Таблица 3.3 – Марочный состав сплавов, вес. %

Марка сплава	Ni	Fe	Cr	Al	Mo	Mn	Si	C	W	Zr	Co	Ti
Inconel 690	60	10	30	0,3	-	0,22	0,07	0,02	-	-	-	0,3
Hastelloy X	49	18	22	-	9	-	-	0,05	0,6	-	1,5	-
ХН55МВЦ	55	15	19	<0,15	6	1,5	0,03	0,05	3	0,1	-	-

В работе [3] было исследованы деформационные характеристики сплава Hastelloy X, путем проведения высокотемпературного одноосного сжатия в интервале температур 900-1150 °С и при скоростях деформации в диапазоне 0,001-1 с⁻¹. В результате проведенного математического анализа была получена энергия активации Q=432 кДж/моль.

В статье [4] изучены деформационные характеристики сплава Inconel 690 в интервале температур 1000-1200 С° и скоростей деформации 0,001-10 с⁻¹. Приведены диаграммы деформации сплава однако энергия активации в работе не определена.

Интересно сравнить данные работ [3,4] с результатами нашей работы. С этой целью экспериментальные значения пиковых напряжений из работ [3, 4] нанесены на график, представленный на графике, представленный на рисунке 3.3 (рис. 3.4).

Из рисунка 3.4 видно, что при относительно малых величинах параметра Z (log Z <16) пиковые напряжения сплавов Inconel 690 и Hastelloy X хорошо укладываются на расчетную кривую, полученную в нашей работе. При высоких значениях Z пиковые напряжения сплава Hastelloy X лежат несколько выше наших данных. Вероятно, это обусловлено более высоким содержанием молибдена.

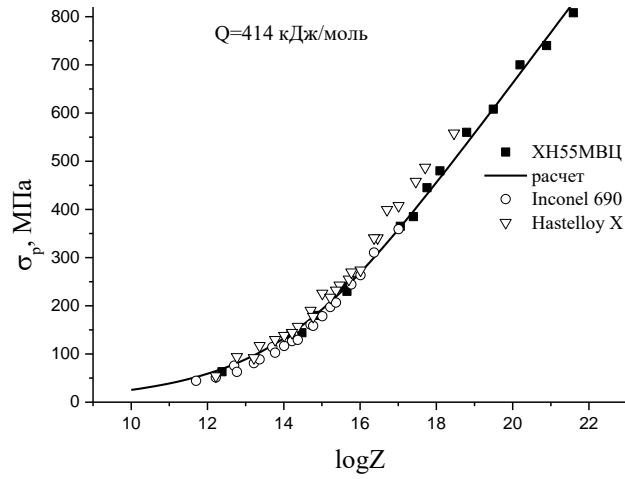


Рисунок 3.4 – Пиковые напряжения в зависимости от логарифма параметра Зинера-Холломона

Таким образом, российский сплав XH55MBЦ является импортозамещающим аналогом известного сплава Hastelloy X.

ВЫВОДЫ

На основании выполненных исследований деформационного поведения сплава ХН55МВЦ и эволюции его структуры в процессе деформации установлено следующее.

1. В интервале от комнатной температуры до 700°C исследуемый сплав характеризуется высокой скоростью деформационного упрочнения и слабой скоростной зависимостью напряжений течения.

2. Начиная с температуры 700°C , напряжения течения сплава с ростом величины деформации выходят на горизонталь в силу установления баланса между скоростью деформационного упрочнения и скоростью динамического возврата.

3. В процессе деформации ниже 1000°C формируются вытянутые зерна и полосы сдвига, свидетельствующие о локализации пластического течения. Деформация при температуре 1000°C сопровождается частичной, а при температуре 1150°C - полной динамической рекристаллизацией.

4. Температурный интервал $1000\text{-}1150^{\circ}\text{C}$ является «окном» для поиска оптимальных технологических режимов горячей обработки давлением.

5. Полученное аналитическое выражение позволяет по заданному температурно-скоростному режиму горячей деформации рассчитать пиковые напряжения течения. Это выражение может быть положено в основу компьютерного моделирования процессов горячей деформации исследуемого сплава

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов – 3-е изд.-М.: Изд-во МИСиС, 1999. - 416с.
2. Химушин, Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы: учебное пособие / Ф.Ф. Химушин. – 2-е изд. – М.: Металлургия, 1969. – 752 с.
3. Степанов, Н.Н. Физические свойства Ni_3Al , легированного третьим элементом: эксперимент и моделирование: монография / Н.Н. Степанов, А.Б. Ринкевич, Ю.С. Митрохин – Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 2010. – 175с.
4. Михайлов-Михеев, П.Б. Справочник по металлическим материалам турбино- и мотостроения: справочник / П.Б. Михайлов-Михеев. – М.: Машгиз, 1961. – 838 с.
5. Стали и сплавы энергетического оборудования: справочник / А.С. Зубченко, В.А. Пиминова и др. – 2-е изд. – М.: Машиностроение, 2014. – 957 с.
6. Гольдштейн, М.И. Специальные стали: учебник для вузов / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
7. Smith G.D. Nickel and its alloys / G.D. Smith, V.A. Baker // Mechanical Engineers: handbook. – Chapter 6. – 2015.
8. Охапкин, К.А. Анализ физико-математической модели и разработки рекомендаций по схеме деформирования крупногабаритных поковок из сплава марки ХН55МВЦ-ИД / К.А. Охапкин, А.С. Кудрявцев, Д.А. Груздев, Г.К. Рерих // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2016. – Вып. 1. – С. 122-128.
9. Меркулова, Г.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов: конспект лекций / Г.А. Меркулова – Красноярск: Сибирский федеральный университет, 2008. – 320 с.
10. Пат. 2543587 Российская Федерация, МПК С 22 С 19/05 с хромом. Жаропрочный сплав на основе никеля / А.С. Орыщенко, Г.П. Карзов и др. – № 2013131939/02; заявл. 09.07.2013; опубл. 10.03.2015, Бюл. №7 – 7 с.
11. Трапезников, Ю.М. Прогнозирование склонности жаропрочной стали к выделению охрупчивающих фаз. Вопросы судостроения / Ю.М. Трапезников, А.С. Михайлов // Металловедение, 1985, № 43.
12. Трапезников, Ю.М. Выбор легирующего комплекса в целях разработки материала для длительной работы при температуре до 900°C. Технология судостроения / Ю.М. Трапезников, А.С. Михайлов // Металловедение, 1985, № 12.

13. Zhao-xia SHI. Effect of strain rate on hot deformation characteristics of GH690 superalloy / SHI Zhao-xia, YAN Xiao-feng, YAN Chun-hu, ZHAO Ming-han // Transaction of Nonferrous Metals Society of China: journal. – 2016.
14. Horngyu Wu. Constitutive Analysis of Ni-Base Superalloy Hastelloy X under Hot Compression Based on Thermodynamics / Wu Horngyu, Liu Hsucheng, Zhu Fengjun, Chiu Chuihung // Applied Mechanics and Materials: journal. – Vol. 252. – 2013.
15. Aghaie-Khafri, M. Forming behavior and workability of Hastelloy X superalloy during hot deformation / M. Aghaie-Khafri, N. Golarzi // Materials science and engineering: journal. – 2008.
16. Thomas, A. High temperature deformation of Inconel 718 / A. Thomas, M. El-Wahabi, J.M. Cabrera, J.M. Prado // Materials Processing Technology: journal. – 2006.
17. Wael Z, A. Localisation of plastic strain at the microstructural level in Hastelloy X subjected to monotonic, fatigue, and creep loading: the role of grain boundaries and slip transmission / Wael Z. Abuzaid, Huseyin Sehitoglu & John Lambros // Materials at High Temperatures: handbool. – 2016.
18. Левит, В.И. Высокотемпературная термомеханическая обработка аустенитных сталей и сплавов/ В.И. Левит, М.А. Смирнов. – Челябинск: Издательство ЧГТУ,1995. -276 с.
19. Смирнов М.А., Счастливец В.М. Журавлев Л.Г. Основы термической обработки стали: Учебное пособие – Екатеринбург: УРО РАН, 1999 – 496.
20. Quan Guo-Zheng. /Characterization for Dynamic Recrystallization Kinetics Based on Stress-Strain Curves/ Recent Developments in the Study of Recrystallization, Edited by Peter Wilson, 2013, pp. 69–86.