

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
«Южно-Уральский государственный университет» (НИУ)
Факультет «Материаловедение и Металлургические технологии»
Кафедра «Материаловедение и физико-химия материалов»

РАБОТА ПРОВЕРЕНА
Рецензент, _____
_____ (И.О.Ф)
_____ 2017г.

ДОПУСТИТЬ К ЗАЩИТЕ
Заведующий кафедрой, д.т.н.,
Профессор
_____ Г.Г. Михайлов
_____ 2017г.

Особенности горячей деформации коррозионных сталей мартенситного класса

ПОЯСНИТЕЛЬНАЯ ЗАПИСКА
К ВЫПУСКНОЙ КВАЛИФИКАЦИОННОЙ НИР
ЮУрГУ – 22.04.02.2017.202 ПЗ ВК НИР

Руководитель НИР, д.ф-м.н.,
профессор
_____ С.В. Рущиц
_____ 2017 г.

Автор НИР
студент группы МиМТ-243
_____ В.О. Семенов
_____ 2017 г.

Нормоконтролер, д.т.н.,
профессор
_____ Ю.Д. Корягин
_____ 2017 г.

Челябинск 2017

АННОТАЦИЯ

Семенов В.О. Особенности горячей деформации коррозионных сталей мартенситного класса г. Челябинск: ЮУрГУ, МиМТ-243, 2017. – 43 с., 16 рис., 1 табл., библиогр. список – 12 наименований.

Целью работы является изучение особенности горячей деформации экономнолегированной мартенситной стали 15X13H2 (AISI 414) и выявление влияния никеля на процессы динамического возврата и динамической рекристаллизации.

Работа включает в себя изучение деформационного поведения мартенситной стали 20X13 и экономнолегированной мартенситной стали 15X13H2. Одноосное изотермическое сжатие образцов производилось на физическом симуляторе термомеханических процессов Gleeble-3800, позволяющем воспроизводить на образцах исследуемых материалов температурно-деформационные воздействия, которым исследуемый материал подвергается в процессе производства или эксплуатации изделий.

В процессе исследования были получены экспериментальные кривые изотермической деформации стали 15X13H2, так же для сравнения были представлены диаграммы деформации стали 20X13. Значимых отличий в протекании процессов динамического возврата в двух сталях не обнаружено. Но было видно существенное отличие по их склонности к динамической рекристаллизации. Более раннее начало динамической рекристаллизации в стали 15X13H по сравнению со сталью 20X13 обусловлено различиями их химического состава. Эти различия заключаются в легировании стали двумя процентами никеля. Однако добавки никеля существенно уменьшают значения пиковых деформаций, т.е. ускоряют начало динамической рекристаллизации в высокохромистой стали.

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	6
1 ОБЩЕЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЕ О НЕРЖАВЕЮЩИХ (КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ) СТАЛЯХ	7
1.1 Классы нержавеющей (коррозионностойких) сталей	7
1.2 Нержавеющие стали мартенситного класса	11
1.3 Деформационное поведение и формирование структуры металлических материалов в процессе горячей деформации	19
1.4 Особенности горячей деформации коррозионностойких сталей мартенситного класса	28
2 ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 15X13N2	34
2.1 Постановка задачи исследования	34
2.2 Материал и методика исследования	35
2.3 Результаты и их обсуждение	39
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	46

ВВЕДЕНИЕ

В последнее десятилетие наблюдается устойчивый рост потребности мирового рынка в трубах для добычи нефти и газа из высокохромистых коррозионностойких сталей мартенситного класса типа «13Cr» и «супер-хром». Несмотря на то, что стоимость данного вида продукции значительно выше (не менее чем в 3...4 раза), чем на трубы из углеродистых, низколегированных и легированных сталей, уникальные свойства материала этих труб делают их незаменимыми при определённых условиях эксплуатации. В первую очередь это относится к месторождениям, работающим в прибрежной зоне и в открытом море, где возможно одновременное воздействие морской воды и углекислого газа. Применение в этих условиях труб из углеродистых и низколегированных марок сталей не является экономически выгодным по сравнению с нержавеющейми сталями из-за высоких эксплуатационных расходов, связанных с необходимостью коррозионной защиты, частых проверок и ранней замены разрушенных коррозией трубопроводов.

Цель настоящей работы – изучить особенности горячей деформации экономнолегированной мартенситной стали 15X13H2 (AISI 414) и выявить влияние никеля на процессы динамического возврата и динамической рекристаллизации.

1 ОБЩЕЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЕ О НЕРЖАВЕЮЩИХ (КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ) СТАЛЯХ

1.1 Классы нержавеющей (коррозионностойких) сталей

Коррозионностойкими (нержавеющими) сталями называют стали, устойчивые против электрохимической коррозии. Такие стали применяют для изготовления конструктивных элементов, деталей машин и различного оборудования, работающих в различных агрессивных средах (растворы солей, морская вода и т. д.). Основным легирующим элементом коррозионностойких сталей является хром. При содержании хрома, превышающем 12%, электродный потенциал стали становится электроположительным, а сама сталь коррозионностойкой.

Кроме того, хром является элементом, который повышает устойчивость феррита и сужает область устойчивости аустенита (рисунок 1.1). В сплавах системы Fe-Cr при содержании хрома более 12% феррит является единственной фазой вплоть до температуры ликвидуса. Аналогично хрому действуют и другие ферритообразующие элементы (Si, Al, Mo, W, V) [1, 2].

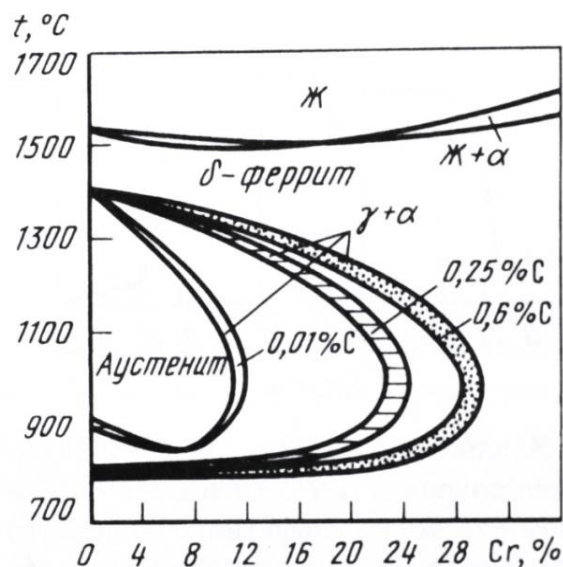


Рисунок 1.1 – Влияние углерода на положение области $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращения в системе Fe-Cr-C

Наоборот, углерод является аустенитообразующим элементом, расширяющим γ -область (рисунок 1.1). К сильным аустенитообразующим элементам относятся, также, Ni, Mn, Co, Cu.

Совместное влияние легирующих элементов на структуру стали при комнатной температуре можно оценить по диаграмме А. Шеффлера (рисунок 1.2).

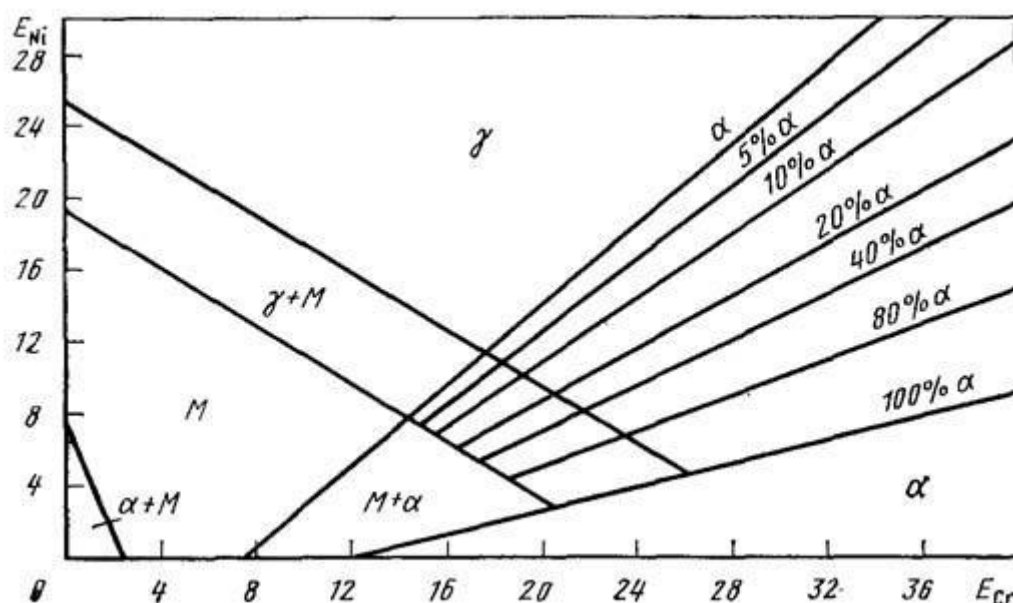


Рисунок 1.2 – Структурная диаграмма нержавеющей сталей (диаграмма Шеффлера)

По осям координат диаграммы Шеффлера отложены хромовый эквивалент (E_{Cr}) и никелевый эквивалент (E_{Ni}) определяемые по выражениям, учитывающим соответственно концентрацию (в весовых процентах) ферритообразующих и аустенитообразующих легирующих элементов в стали.

$$E_{Cr} = \%Cr + \%Mo + 1,5(\%Si) + 0,5(\%Nb), \quad (1.1)$$

$$E_{Ni} = \%Ni + 30(\%C) + 0,5(\%Mn). \quad (1.2)$$

После подсчета эквивалентов E_{Ni} и E_{Cr} рассматриваемой стали на диаграмму наносят соответствующую точку и определяют фазовый состав стали.

Как видно из диаграммы Шеффлера, нержавеющие стали по своей структуре делятся на три основных класса: мартенситные, ферритные и аустенитные. Кроме

того, они могут принадлежать переходным классам типа феррито-мартенситного класса. Мартенситные и ферритные нержавеющие стали ферромагнитны, тогда как аустенитные стали парамагнитны.

Стали *ферритного класса* содержат до 30 % хрома и не более 0,15 % углерода. Стали ферритного класса отличаются высокой пластичностью, хорошей штампуемостью, легко поддаются холодной обработке давлением. И из них изготавливают листы, трубы, профили и т.д. Примерами ферритных нержавеющих сталей являются стали 08X13, 12X17, 08X17T, 15X25T, 15X28.

Основной вид термообработки для этих сталей - отжиг для снятия наклепа. Основной причиной разрушения для этих сталей является межкристаллитная коррозия. Причиной межкристаллитной коррозии является разрушение металла происходящее по границам зерен. Межкристаллитная коррозия (МКК) развивается после быстрого охлаждения стали с температуры 800-900°C. В этом случае происходит образование карбидов Cr на границах зерен. Из-за быстрого охлаждения хром не успевает переместиться из центра зерна на границы и его количество в твердом растворе становится меньше 12 %. Такая сталь становится нестойкой к коррозии. Уменьшение склонности стали к МКК возможно либо за счет повышения содержания хрома в стали, либо за счет снижения содержания в ней углерода. Повысить стойкость стали к МКК возможно за счет проведения стабилизирующего отжига, во время которого хром перемещается из центра зерна на границы за счет диффузии. Полностью устранить склонность стали к МКК можно введением в ее состав сильных карбидообразующих элементов - Ti и Nb. В этом случае на границах зерен, образуются карбиды Ti или Nb, а весь хром остается в твердом растворе, сохраняя тем самым высокую коррозионную стойкость стали.

Недостатками хромистых сталей ферритного класса являются: склонность к росту зерна при нагреве; хрупкость при 475°C; а также сравнительно невысокие характеристики прочности и жаропрочности.

Основным преимуществом хромоникелевые коррозионностойких сталей *аустенитного класса* являются их высокие служебные характеристики (прочность, пластичность, хорошая свариваемость). Они практически не разрушаются в растворе азотной кислоты. Эти стали отличаются высокой пластичностью в горячем и холодном состоянии. Минимальное содержание никеля при 18% хрома для достижения аустенитного состояния составляет 8 %. Поэтому стали типа 18-8 экономически самые выгодные. Однако стабильное аустенитное состояние достигается при содержании никеля 9% и более.

Термообработка хромоникелевых сталей также включает в себя отжиг или закалку. Однако и та и другая обработка направлена на снятие наклепа, т.к. эти стали закалкой не упрочняются. Отжиг применяется для массивных изделий, а закалка для мелких, т.к. при быстром охлаждении крупные детали могут коробиться.

Эти стали обычно легируют хромом и никелем или марганцем, после охлаждения до нормальной температуры имеют аустенитную структуру, низкий предел текучести, умеренную прочность и высокую коррозионную стойкость в окислительных средах, парамагнитны. Стали аустенитного класса, по сравнению с ферритными сталями, характеризуются более высокой технологичностью (деформируемостью, свариваемостью). Из них могут быть изготовлены детали методом холодной листовой штамповки. Стали и сплавы с аустенитной и другими основами после закалки являются пересыщенными твердыми растворами. Наиболее сильно эти стали и сплавы выделяют вторичные фазы при температурах старения 600 - 700 °С. При более низких температурах такие процессы протекают медленно вследствие низкой скорости диффузии легирующих элементов, а при более высоких температурах (хотя диффузия ускоряется) - в результате уменьшения пересыщенности твердого раствора.

В сталях типа 18-10 возможно появление σ -фазы (FeCr), которая ухудшает технологические свойства и может привести к надрыву при деформации, а также снижает намагниченность стали.

Аустенитные стали по способу упрочнения подразделяют на три группы [2, 3]:

- твердые растворы, не упрочняемые старением;
- твердые растворы с карбидным упрочнением;
- твердые растворы с интерметаллидным упрочнением.

Аустенитные стали при закалке не упрочняются. Их упрочнение достигается пластической деформацией или старением при 650-750 °С. Упрочнение при старении происходит за счет дисперсионного твердения при выделении карбидов типа $M_{23}C_6$ или интерметаллидов типа -фазы типа $Ni_3(Ti, Al)$ или фазы Лавеса ($Fe, Cr)_2(Ti, Nb)$.

Содержание хрома в применяемых в настоящее время сталях находится в пределах от 11 до 30%. Чем выше содержание хрома в стали, тем выше ее сопротивление коррозии и жаропрочность. При содержании хрома более 12% стали являются нержавеющими в обычных условиях и в слабоагрессивных средах. При содержании хрома выше 17% и более стали являются коррозионностойкими в более агрессивных окислительных и других средах, в частности, в азотной кислоте крепостью до 50%.

Никель в сплавах с железом повышает коррозионную стойкость в слабоокисляющихся или неокисляющихся растворах химических веществ. Использование никеля в качестве основы позволяет получить сплавы с высокой коррозионной стойкостью в сильных агрессивных кислотах (соляной, серной).

1.2 Нержавеющие стали мартенситного класса

Нержавеющие стали мартенситного класса представляют собой хромистые сплавы, структура которых состоит в основном из мартенсита. В них содержится обычно не менее 0,15 процентов углерода, от 11 до 17 процентов хрома, а также незначительное количество таких элементов, как никель, вольфрам, ванадий и молибден.

Мартенситные стали обладают хорошей коррозионной стойкостью в атмосферных условиях, в слабоагрессивных средах (в слабых растворах солей,

кислот) и имеют высокие механические свойства. В основном их используют для изделий, работающих на износ, в качестве режущего инструмента, в частности ножей, для упругих элементов, и конструкций в пищевой и химической промышленности, находящихся в контакте со слабоагрессивными средами. Эти стали применяют после закалки и отпуска на заданную твердость.

Из рисунка 1.3 видно, что сталь с 17 % хрома и 0,5 % углерода при нагреве до 1200 °С образует 100 %-ный аустенит, который превращается в мартенсит при закалке стали в масле. Мартенсит затем отпускают для получения высокой прочности и твердости стали (рисунок 1.3).

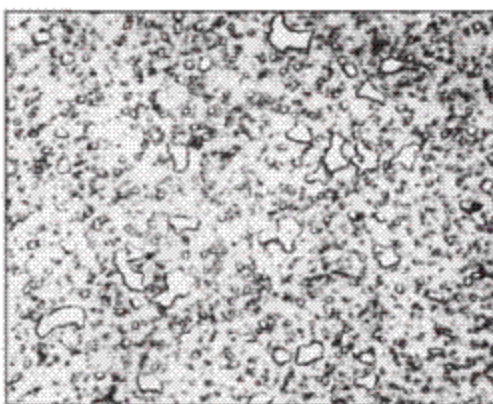


Рисунок 1.3 – Мартенситная нержавеющая сталь. Содержит крупные первичные карбиды и мелкие карбиды, которые образовались при отпуске

Содержание хрома в мартенситных сталях обычно не более 17 %, так как в противном случае аустенитная область на диаграмме состояния становится слишком маленькой. Это приводит к тому, что в нее становится технологически трудно попасть: требуется жесткий контроль содержания углерода и температуры аустенитизации. Более низкое содержание хрома позволяет расширить содержание углерода от 0,1 до 1,0 %, что дает возможность получать мартенсит различной твердости. Комбинация высокой твердости, прочности и коррозионной стойкости делает эти стали подходящим для изготовления таких изделий как высококачественные ножи и шариковые подшипники. К мартенситным

нержавеющим сталям относятся стали 20X13, 30X13, 40X13, 14X17H2, 15X12H2, по ГОСТ 5632-72.

Хромистые стали *мартенситного класса* отличаются высокой прочностью, твердостью, упругостью. Из них изготавливают ответственные детали, работающие в агрессивных средах, пружины, ножи, валы, фланцы. Закалка этих сталей может проводиться на воздухе, и практически при любой скорости охлаждения образуется мартенситная структура. При большом содержании углерода в структуре стали появляется карбидная фаза, которая обеспечивает высокую твердость и износостойкость. При отпуске из-за распада мартенсита на ферритокарбидную смесь коррозионная стойкость уменьшается, но появляется высокий запас вязкости. Режим упрочняющей термообработки: закалка 950-1050°C, охлаждение – воздух, отпуск низкий 200-300°C (50-52 HRC), высокий 500-600°C (28-30 HRC).

Сталь 20X13 (AISI 420) представляет собой жаропрочную, нержавеющую высоколегированную хромистую сталь, из которой изготавливают разнообразные детали и конструкции, предназначенные для использования в условиях слабоагрессивных сред, а точнее на открытом воздухе, при контактах с паром, водными кислотными растворами, и там, где особую важность имеют антикоррозионные качества.

Помимо железа в состав сплава входят также углерод, кремний, хром, магний, а ещё соединения фосфора и серы. За счёт наличия вышеперечисленных элементов, любые изделия, производимые из данного сплава, характеризуются высочайшей прочностью, хорошей стойкостью к воздействию высоких и низких температур, а также их перепадам, и, конечно, к коррозионному воздействию (в этом плане особенно важным значением обладает хромовая добавка).

Высококачественную с маркировкой 20x13 сталь широко используют в качестве жаропрочного материала, отличающегося повышенной устойчивостью к перепадам температур. Этот материал способен выдержать повышенный

температурный диапазон от 450 до 550-ти °С, а показатель его жаростойкости составляет до 700°С.

20X13 стали присуща отличная стойкость в неблагоприятных атмосферных условиях (исключение - морская атмосфера), в речной и водопроводной воде. Характеристики и великолепные эксплуатационные качества данной стали высоко ценятся на весьма различных предприятиях и во всевозможных сферах производства. В качестве альтернативы этой марке выступают столь же широко используемые при производстве деталей сплавы 14X17H2 и 12X13.

В качестве технологических особенностей стали 20X13 следует отметить её способность закаливаться на мартенсит при охлаждении на воздухе, что обусловлено высокой устойчивостью переохлажденного аустенита. Температура нагрева под закалку, по разным источникам, находится в пределах 980...1050 °С, т.е. существенно выше, чем у углеродистых и низколегированных сталей. Кроме того, температура отпуска труб не должна быть ниже 593 °С (рекомендуется не ниже 620 °С). Так как при термической обработке трубной продукции окончательный отпуск рекомендуется проводить при температуре не менее 620 °С, представляет интерес изучить процессы упрочнения супермартенситных сталей при отпуске 620-700 °С.

В справочнике по термической обработке стали в качестве закалочной среды для стали 20X13 рекомендуется индустриальное масло. Имеются также сведения о возможности применения для сталей на основе 13% хрома водовоздушной закалочной среды. С повышением температуры от 920 до 1020 °С после охлаждения на воздухе наблюдается закономерный рост твердости (от 42 до 49 HRC), связанный с растворением карбидов хрома Cr₂₃C₆. При дальнейшем повышении температуры.

Вместе с тем, сталь 20X13 не лишена ряда недостатков. К ним относятся:

- максимально возможная группа прочности, которую может обеспечить сталь этой марки соответствует 95 ksi (предел текучести 655...758 МПа);
- склонность к хрупкому разрушению при отрицательных температурах;

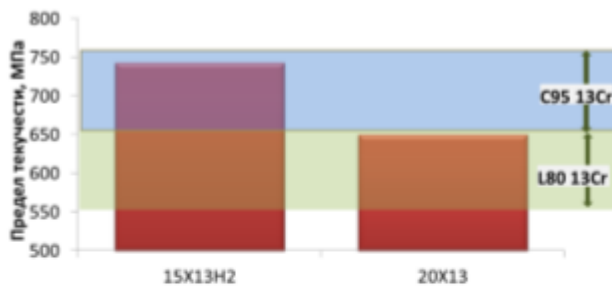
- температура эксплуатации не выше 150 °С;
- стойкость к сероводородному растрескиванию под напряжением (СРН) резко снижается при парциальном давлении сероводорода 10-2 МПа и более.

Сталь 15X13H2(AISI 414). Сталь марки 20X13 не обладает необходимым уровнем ударной вязкости при отрицательных температурах, а значит, есть необходимость в дополнительном легировании стали. Для решения данной задачи было предложено опробовать сталь типа 20X13 с дополнительным легированием ~ 2 % Ni, являющимся элементом, который повышает вязкопластические характеристики стали для сохранения стали в мартенситном классе согласно диаграмме Шеффлера, содержание углерода было снижено до 0,14-0,16 %. Сталь марки 15X13H2 на диаграмме фазового состава коррозионностойких сталей соответствует мартенситному классу.

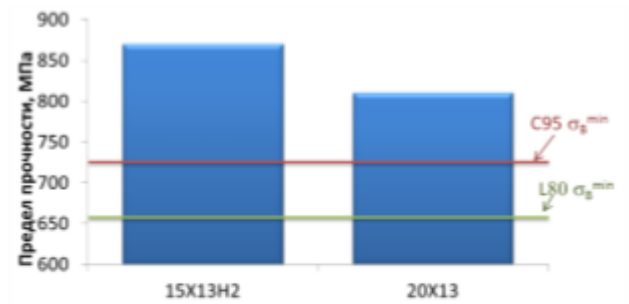
Результаты исследования механических свойств экономнолегированной стали по сравнению со сталью 20X13, приведены на рисунке 1.4 [5].

После термообработки по режиму закалка от 1000 °С и отпуск при 660 °С сталь 15X13H2, пл. 1 лабораторной выплавки показала уровень механических свойств, соответствующий группе прочности С95 13 Cr (рисунок 8, а, б).

Испытания на ударный изгиб (рисунок 1.4, в) показали, что высокохромистая сталь, дополнительно легированная никелем, обладает более высоким сопротивлением хрупкому разрушению, по сравнению со сталью 20X13, пл. 1, и имеет значения ударной вязкости при температуре -30 °С на уровне 100 Дж/см².



а)



б)

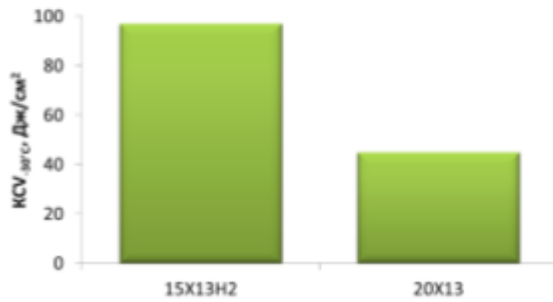


Рисунок 1.4 – Результаты испытаний механических свойств сталей 15X13H2, пл. 1 (режим термической обработки: закалка от 1000 °С на воздухе и отпуск при 660 °С) и 20X13, пл. 1 (режим термической обработки: закалка от 970 °С на воздухе и отпуск при 670 °С): а - предел текучести; б - предел прочности; в - ударная вязкость при температуре -30 °С [5]

Дополнительное легирование стали 20X13 никелем в количестве 2% и снижение содержания углерода до 0,15% увеличивает предел текучести стали 15X13H2 на 90 МПа предел прочности на 50 МПа, а также ударную вязкость при температуре испытания минус 30 °С на 50 Дж/см², что обусловлено увеличением подвижности дислокаций в феррите.

Склонность среднеуглеродистых высокохромистых сталей мартенситного класса к хрупкому разрушению может быть уменьшена легированием. Необходимо стремиться получить при нагреве аустенитное зерно минимального размер, поскольку при этом после закалки в структуре наблюдаются весьма мелкие кристаллы мартенсита и склонность к хрупкому разрушению понижается. Весьма важно повысить способность стали к релаксации напряжений при

нагружении. В случае мартенситной структуры это может быть достигнуто легированием никелем, что приводит к увеличению подвижности дислокаций на малых расстояниях. При этом уменьшается возможность образования пиков напряжений, которые ведут к возникновению хрупкого разрушения. Радикальной мерой в данном направлении было бы исключение углерода из состава стали. Уменьшение содержания таких примесей, как фосфор, сера, газы, и неметаллических включений тоже приводит к повышению пластичности сталей в состоянии закалки и низкого отпуска.

Стали «супер-хром». Общим для стали 20X13 и сталями «супер-хром» является лишь содержание в химическом составе 13 % хрома. Для сталей «супер-хром» применена принципиально другая система легирования и, как следствие, реализован другой механизм упрочнения [6]. В сталях «супер-хром» содержание углерода снижено до 0,03 - 0,04 % (не более), а также проведено их дополнительное легирование никелем (2 - 6 %) и молибденом (0,4 - 2,5 %). Такой подход к легированию позволил обеспечить следующее: - повышение стойкости к общей и локальной коррозии, а также к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (СКРН); обеспечение механических свойств, соответствующих пределу текучести не менее 758 МПа; - улучшение свариваемости.

Супермартенситные стали обладают большей коррозионной стойкостью при высоких температурах в среде углекислого газа и сероводорода.

Рассмотрим сталь класса супер-хром 04X13H5M2Б, которая дополнительно легирована ниобием в количестве 0,045 % и ванадием в количестве 0,040 %.

Стоит отметить, что сталь марки 04X13H5M2Б проявляет более высокую стойкость к углекислотной коррозии, по сравнению со сталями марок 20X13 и 15X13H2. Это связано с малым содержанием углерода и дополнительным легированием никелем и молибденом.

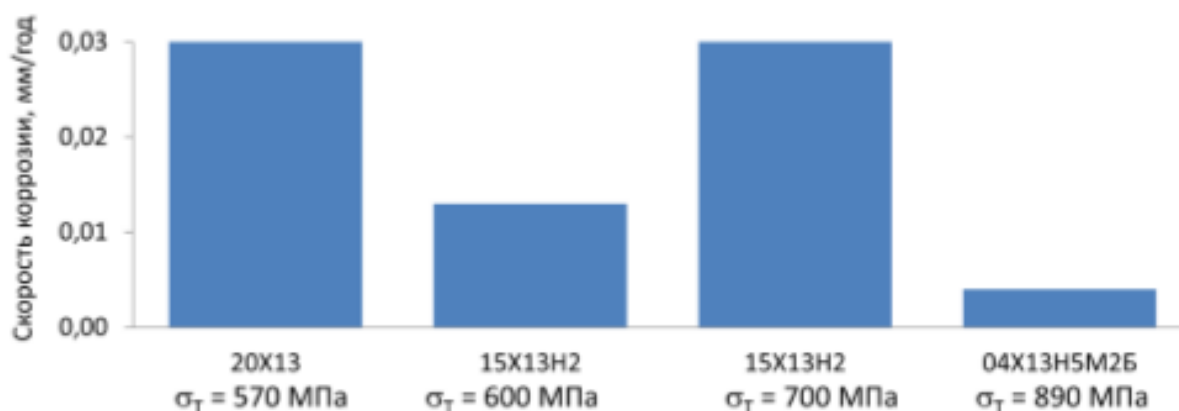


Рисунок 1.5 – Скорость коррозии сталей на основе 13% хрома в среде, содержащей углекислый газ

Стали марок 20X13, 15X13H2 и 04X13H5M2Б проявляют высокую стойкость к равномерной и питтинговой коррозии в среде, содержащей диоксид углерода (скорость коррозии не более 0,1 мм/год).

Никель не образует в сталях карбидов. В сталях он является элементом, способствующим образованию и сохранению аустенита. Никель повышает упрочняемость сталей. В комбинации с хромом и молибденом никель еще больше повышает способность сталей к термическому упрочнению, способствует повышению вязкости и усталостной прочности сталей. Растворяясь в феррите никель повышает его вязкость. Никель увеличивает сопротивление коррозии хромоникелевых аустенитных сталей в неокисляющих кислотных растворах.

Молибден образует карбиды молибдена, как только содержание углерода в стали становится достаточно высоким. Молибден способен обеспечивать дополнительное термическое упрочнение в ходе отпуска закаленных сталей. Он повышает сопротивление сталей ползучести низколегированных при высоких температурах. Легированные стали с содержанием молибдена 0,20-0,40 % или такое же количество ванадия замедляют возникновение отпускной хрупкости, но не устраняют ее полностью. Высокое содержание молибдена снижает склонность нержавеющей стали к точечной (питтинговой) коррозии. Молибден оказывает

очень сильное упрочнение твердого раствора аустенитных сталей, которые применяются при повышенных температурах.

1.3 Деформационное поведение и формирование структуры металлических материалов в процессе горячей деформации

Как было показано в предыдущих разделах, в процессе производства труб аустенитные стали подвергаются прошивке и прокатке при высоких температурах ($T > 0,6T_{пл.}$), превышающих температуру рекристаллизации. Такая высокотемпературная деформация называется горячей деформацией. В указанном температурном интервале металлы имеют высокую пластичность и пониженное сопротивление пластической деформации, что позволяет придавать материалу необходимые размеры и форму при минимальных энергетических затратах.

Особенность горячей деформации заключается в том, что процессы деформационного упрочнения в этом случае сопровождаются одновременными процессами разупрочнения – динамическим возвратом и динамической рекристаллизацией [2, 3]. 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 1.6).

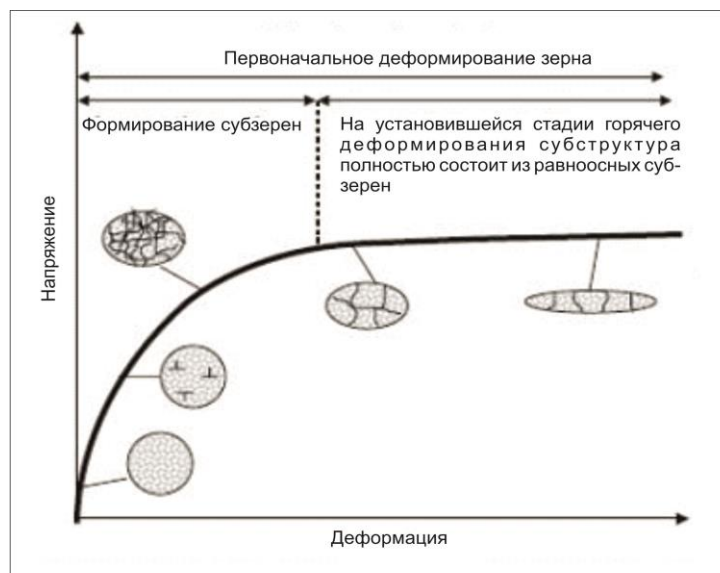


Рисунок 1.6 – Диаграмма «истинные напряжения – истинная деформация» для горячей деформации, сопровождаемой динамическим возвратом [6]

На самых ранних стадиях горячей деформации происходит быстрый рост плотности дислокаций и, соответственно, интенсивное деформационное упрочнение, аналогично тому, как это происходит при холодной деформации. Однако уже небольшое увеличение степени горячей деформации инициирует термически активируемые процессы поперечного скольжения и переползания дислокаций. В результате, хаотическая дислокационная структура трансформируется сначала в ячеистую структуру (за счет множественного поперечного скольжения), а затем в субзеренную структуру (за счет переползания дислокаций). Формирование дислокационных ячеек и, в особенности, малоугловых границ субзерен сопровождается аннигиляцией части разноименных дислокаций. Как следствие, коэффициент деформационного упрочнения падает, а когда скорость аннигиляции дислокаций сравнивается со скоростью зарождения новых дислокаций, напряжения текучести выходят на постоянный (установившийся) уровень.

На установившейся стадии горячей деформации, сопровождаемой динамическим возвратом, внутри вытянутых вдоль направления деформации

зерен поликристалла, формируются равноосные субзерна, размер которых с ростом величины деформации остается неизменным. Такой эффект объясняется протеканием на установившейся стадии процессов реполигонизации, заключающихся в распаде границ субзерен и новом их формировании в ходе последующей деформации.

Величина напряжения текучести на установившейся стадии, помимо свойств самого материала, зависит от температуры и скорости деформации. Повышение температуры ускоряет термически активируемые процессы динамического возврата, а понижение скорости деформации обеспечивает большее время для их реализации. Соответственно, установившиеся напряжения текучести падают с ростом температуры и с уменьшением скорости деформации. Этот вывод, подтвержденный многочисленными экспериментальными исследованиями, находится в полном соответствии с представлением о том, что совместное влияние температуры и скорости деформации на деформационное поведение металлических материалов описывается параметром Зинера-Холломона, называемым температурно-скомпенсированной скоростью деформации:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right), \quad (1)$$

В выражении (1) $\dot{\epsilon}$ и T – соответственно скорость и абсолютная температура деформации, R – газовая постоянная, Q – эффективная энергия активации процессов динамического возврата. Уменьшение параметра Z за счет повышения температуры или понижения скорости деформации будет способствовать протеканию динамического возврата и приведет к падению установившихся напряжений текучести. И, наоборот, в температурно-скоростных режимах деформации, отвечающих высоким значениям параметра Z , динамический возврат будет затруднен, что приведет к повышению напряжений текучести.

Параметр Зинера-Холломона связан с установившимися напряжениями σ_s феноменологическим выражением Селларса [7]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\text{sh}(\alpha\sigma_s)]^n. \quad (2)$$

Соответственно, для самих напряжений σ_s справедливо:

$$\sigma_s = \frac{1}{\alpha} \left(\text{arcsch}\left(\frac{Z}{A}\right)^{1/n} \right). \quad (3)$$

В (2) и (3) A , α , n – константы исследуемого материала. Указанные константы, а также величину энергии активации Q в параметре Зинера-Холломона находят из анализа экспериментальных диаграмм изотермической деформации, полученных в некотором интервале температур и скоростей деформации. Тогда по выражениям (1) – (3) оказывается возможным предсказать установившиеся напряжения текучести для заданного температурно-скоростного режима горячей деформации, сопровождаемой динамическим возвратом.

В металлах и сплавах с высокой энергией дефектов упаковки динамический возврат является основным или единственным механизмом разупрочнения в процессе горячей деформации. В материалах с низкой энергией дефектов упаковки, к которым относятся аустенитные стали, расщепление дислокаций существенно затрудняет поперечное скольжение и переползание дислокаций, и, соответственно, задерживает процессы динамического возврата. По этой причине в таких материалах наряду с динамическим возвратом получает развитие *динамическая рекристаллизация* (рисунок 1.7).



Рисунок 1.7 – Диаграмма горячей деформации, сопровождаемой динамической рекристаллизацией [6]

Как и в предыдущем случае, начальные стадии деформации сопровождаются динамическим возвратом. Однако в силу низкой скорости последнего по достижению некоторой критической деформации ε_c в деформированной структуре накапливается плотность дислокаций, достаточная для инициации зарождения новых рекристаллизованных зерен. Наиболее часто зарождение новых зерен происходит на границах исходных деформированных зерен путем выгибания границ. После того, как первый слой новых динамически рекристаллизованных зерен покрывает старые границы, формируется структура, называемая структурой типа 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 начальных этапах динамической рекристаллизации напряжения текучести при деформировании продолжают расти. Однако, когда формируется значительный объем рекристаллизованных участков, напряжения текучести, достигнув пиковых значений σ_p (при величине деформации ε_p), начинают падать

и выходят на новый установившийся уровень σ_{ss} в момент, когда динамически рекристаллизованные зерна заполняют весь объем материала.

На установившейся стадии деформации рекристаллизованные зерна продолжают подвергаться деформации, в них развиваются процессы динамического возврата, формируются субзерна, а когда плотность дислокаций увеличивается до критической величины, происходит следующий цикл динамической рекристаллизации. В результате таких многократных циклов формируются равноосные рекристаллизованные зерна со средним размером, не зависящим от размера исходного зерна и от величины деформации на установившейся стадии. Важно отметить, что в отличие от зерен, образующихся в результате обычной статической рекристаллизации, динамически рекристаллизованные зерна имеют субзеренную структуру.

При описании процессов горячей деформации, сопровождаемой динамической рекристаллизацией, вновь важнейшую роль играет параметр Зинера-Холломона. Так, с понижением параметра Z , т.е. с ростом температуры и снижением скорости деформации, процессы динамической рекристаллизации облегчаются. Соответственно, уменьшаются значения критической и пиковой деформаций, падают пиковые и установившиеся напряжения. Наоборот, при переходе к температурно-скоростным режимам деформации, отвечающим высоким значениям параметра Z , протекание динамической рекристаллизации затрудняется, а при некоторой критической величине Z (чрезмерно низкая температура или слишком высокая скорость деформации) динамическая рекристаллизация полностью подавляется. В этом случае единственным механизмом разупрочнения в процессе горячей деформации остается динамический возврат.

Параметр Z используют при записи аналитических выражений для основных характеристических величин горячей деформации, сопровождаемой динамической рекристаллизации. В частности, величину пиковой деформации описывают следующим эмпирическим выражением:

$$\varepsilon_p = Ad_0^n Z^m. \quad (4)$$

В (4) A , n , m – параметры материала; d_0 – размер исходного зерна; Z – параметр Зинера-Холломона. Из выражения (4) следует, что уменьшение размера исходных зерен и, соответственно, увеличение суммарной площади их границ ускоряет начало динамической рекристаллизации, так как ее зародыши образуются на межзеренных границах.

Критическую деформацию ε_c , требуемую для начала динамической рекристаллизации, задают выражением

$$\varepsilon_c = k\varepsilon_p, \quad (5)$$

где коэффициент k для разных материалов варьируется в интервале значений 0,6–0,8.

Размер динамически рекристаллизованных зерен (d_{DRX}) также описывают степенной функцией параметра Зинера-Холломона:

$$d_{DRX} = BZ^{-p}. \quad (6)$$

Из выражения (6) следует, что с повышением температуры и понижением скорости деформации размер динамически рекристаллизованных зерен возрастает.

Процессы разупрочнения продолжаются и после завершения горячей деформации (во время междеформационных пауз или при охлаждении после окончания деформации). Если горячая деформация была осуществлена с небольшими обжатиями, т.е. прервана на стадии динамического возврата или на самой начальной стадии динамической рекристаллизации ($\varepsilon < \varepsilon_p$), то в междеформационных паузах получает развитие *статический возврат* или *статическая рекристаллизация*. Размер статически рекристаллизованных зерен падает с ростом величины предварительной деформации.

Если же деформация была прервана в тот момент, когда динамическая рекристаллизация уже получила существенное развитие, т.е. на установившейся

стадии ($\varepsilon > \varepsilon_p$), то в металле имеется много зародышей новых зерен, способных к росту сразу после окончания деформации. Рост этих зародышей после остановки деформации происходит без какого-либо инкубационного периода и называется *метадинамической рекристаллизацией*. Как указывалось выше, на установившейся стадии динамической рекристаллизации структура в среднем остается неизменной. Неизменным остается и число зародышей, способных к росту после остановки деформации. По этой причине размер зерна, формирующегося в результате метадинамической рекристаллизации, не зависит от величины предварительной деформации.

После завершения статической или метадинамической рекристаллизации в горячедеформированном металле формируется структура, состоящая из равноосных зерен с низкой плотностью дислокаций и не содержащих субзеренных границ. Таким образом, металл избавляется от «лишней» упругой энергии, запасенной в процессе деформации. Однако на этом процесс эволюции структуры горячедеформированного металла не заканчивается. Последующие выдержки при повышенных температурах могут привести к росту рекристаллизованных зерен, движущей силой которого служит стремление металла понизить энергию границ зерен.

Таким образом, процесс формирования структуры горячедеформированного металла зависит от множества факторов, включая технологические параметры горячей деформации (температура, величина и скорость деформации, междеформационные паузы, условия охлаждения после деформации и т.д.). Для эффективного управления формирующейся структурой и обеспечения требуемых свойств горячедеформированного металла требуется глубокое изучение рассмотренных выше физических процессов, сопровождающих горячую деформацию.

Детальное изучение процессов формирования структуры в ходе горячей деформации выполнено в работе [8]. Деформация образцов с исходным относительно мелким размером зерен 35 мкм осуществлялась кручением в

широком интервале температур (600 – 1100°C) и скоростей деформации (0,001 – 10 с⁻¹). После окончания деформации образцы немедленно закаливались в воде для фиксации структуры, сформированной в процессе горячей деформации. Рисунок 1.8, позаимствованный из работы [8], иллюстрирует эволюцию микроструктуры в процессе деформации при температуре 900°C и скорости деформации 0,01 с⁻¹.

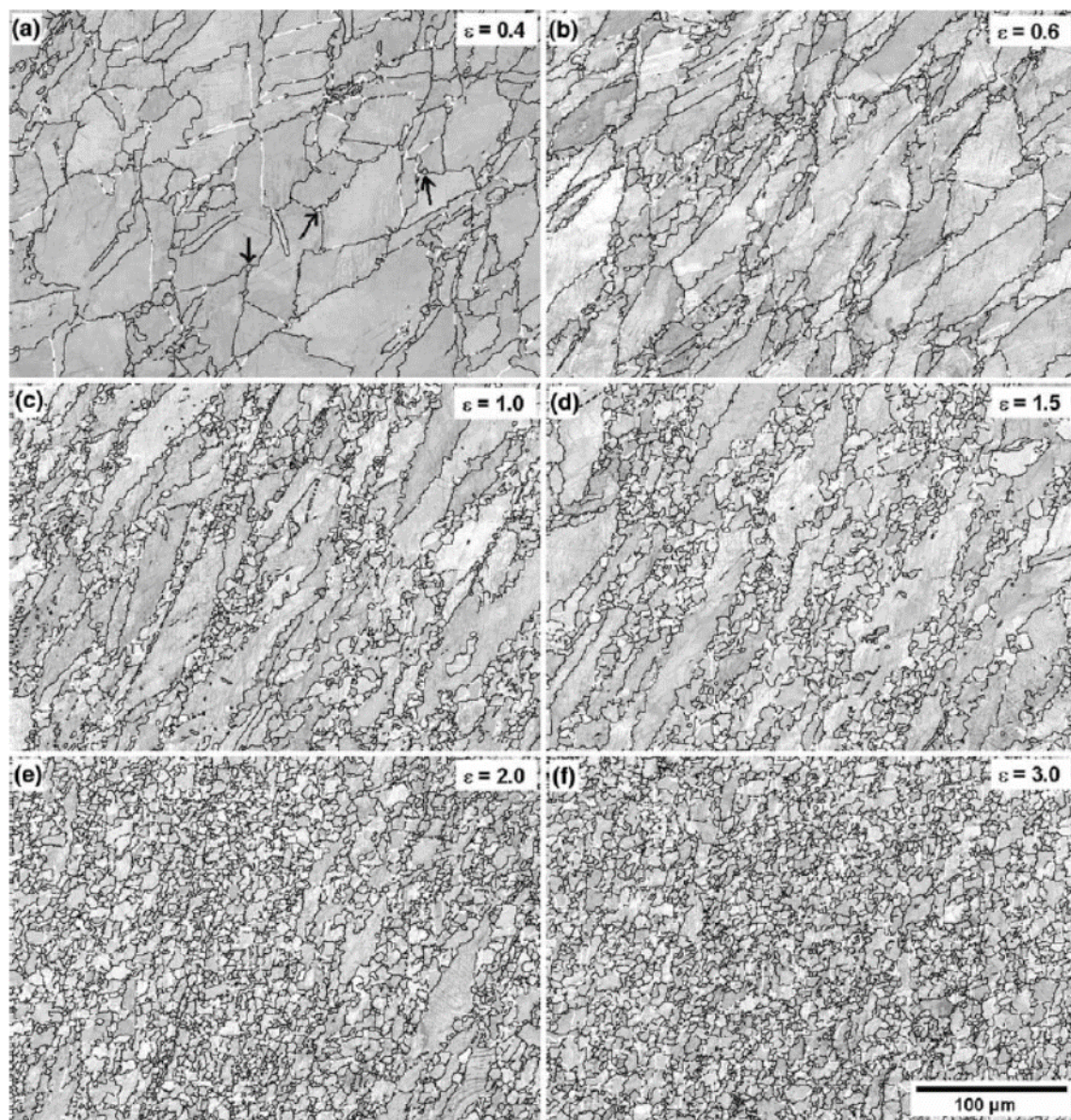


Рисунок 1.8 – Микроструктура образцов стали AISI 304, деформированных при температуре 900 С со скоростью 0,01 с⁻¹ (среднее значение параметра Z) [8]

После малых деформаций (ниже величины критической деформации ϵ_c , определенной по кривым текучести) границы зерен приобретают зубчатость. Наблюдается формирование небольшого числа новых динамически рекристаллизованных зерен, в основном, на тройных стыках исходных зерен (рисунок 1.8, а). Это указывает на начальные стадии динамической рекристаллизации даже при деформациях ниже ϵ_c . С ростом деформации до критической величины (рисунок 1.8, б) вытягивание зерен и зубчатость (выгибание) границ увеличиваются. На зубчатых участках границ образуется значительное число новых мелких рекристаллизованных зерен. При пиковой деформации новые динамически рекристаллизованные зерна покрывают большую часть исходных границ (рисунок 1.8, в). Первый слой структуры типа ожерелья полностью формируется при деформации, несколько превышающей пиковую деформацию (рисунок 1.8, г). При последующей деформации образуются новые зерна на фронте рекристаллизации, тем самым формируются следующие слои рекристаллизованной структуры (рисунок 1.8, д). На установившейся стадии (рисунок 1.8, е) большинство исходных зерен замещено малыми равноосными зернами, однако некоторые исходные зерна остаются нерекристаллизованными даже после разрушения образца. Конечная структура на установившейся стадии состоит из равноосных зерен со средним размером 7,5 мкм.

1.4 Особенности горячей деформации коррозионностойких сталей мартенситного класса

Хромистые коррозионностойкие стали мартенситного класса, благодаря высокой прочности и достаточно хорошей коррозионной стойкости, используются для изготовления лопаток паровых турбин, цельнокатаных колец различного назначения; различных деталей авиастроения, а также обсадных труб для нефтяных скважин. В производственных условиях высокохромистые стали подвергаются горячей прокатке, ковке или прессованию с последующей

термической обработкой. Разработка оптимальных режимов указанных технологических процессов требует глубокого изучения закономерностей формирования структуры и механических свойств высокохромистых сталей в условиях горячей деформации. Для мартенситной стали 20X13 такие исследования проведены в работах [9–11].

В работе [9] материалом исследования служили цилиндрические образцы стали 20X13 промышленной плавки. Одноосное сжатие цилиндрических образцов производилось на физическом симуляторе термомеханических процессов Gleeble-3800 в интервале температур 900 – 1200 °С и скоростей деформации 0,01 – 10 с⁻¹. Полученные в работе [9] экспериментальные диаграммы деформации стали 20X13 приведены на рисунке 1.9.

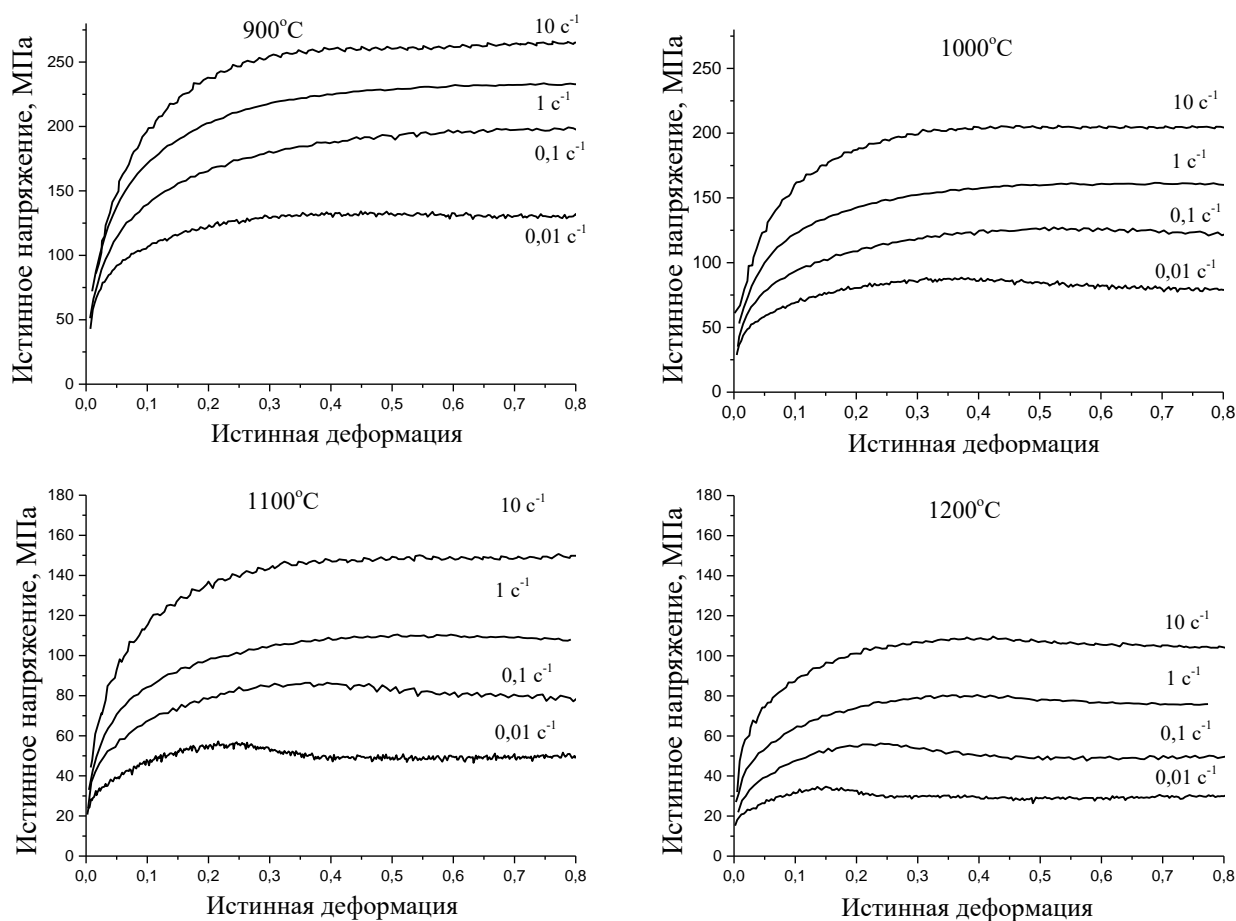


Рисунок 1.9 – Экспериментальные диаграммы деформации стали 20X13 при разных температурно-скоростных режимах одноосной осадки [9]

Представленная на рисунке 1.9 зависимость напряжений текучести от температурно-скоростных режимов горячей деформации типична для металлических материалов с умеренно низкой энергией дефектов упаковки. Напряжения текучести закономерно возрастают с ростом скорости деформации и с уменьшением температуры деформации. При относительно низких температурах и высоких скоростях деформации напряжений текучести монотонно возрастают и выходят на установившийся уровень, что характерно для горячей деформации, сопровождаемой термически активируемыми процессами динамического возврата. Вытянутые в направлении деформации зерна подтверждают вывод об отсутствии динамической рекристаллизации (рисунок 1.10, а).

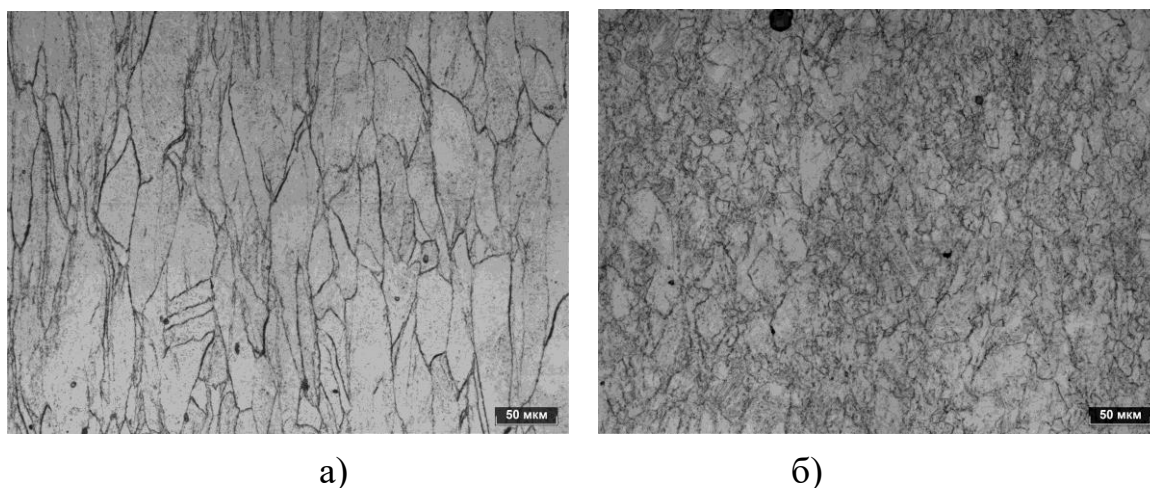


Рисунок 1.10 – Микроструктура, формирующаяся в процессе горячей деформации: а) деформация со скоростью 1 с^{-1} при температуре 900°C ; б) деформация со скоростью $0,01 \text{ с}^{-1}$ при температуре 1000°C [9]

При высоких температурах и малых скоростях деформации форма кривых деформирования приобретает иной вид. Наблюдается падение напряжений текучести после достижения ими пиковых значений с последующим выходом на постоянное установившееся значение. Такое интенсивное разупрочнение – результат протекания в стали 20Х13 динамической рекристаллизации, приводящей к формированию новой зеренной структуры (рисунок 1.10, б).

Полученные в [9] результаты подтвердили, что совместное влияние температуры и скорости деформации на деформационное поведение металлических материалов описывается параметром Зинера-Холломона. Регрессионным анализом пиковых (максимальных) напряжений текучести в [9] была определена энергия активации ($Q = 430$ кДж/моль) и построена математическая модель, позволяющая предсказывать деформационное поведение исследуемой стали при заданных скоростях и температурах горячей деформации.

В работе [12] изучены особенности горячей деформации супермартенситной стали 02X13H4M, полученной вакуумной плавкой в лабораторных условиях. Слиток исследуемой стали подвергался горячей прокатке с последующей гомогенизацией при температуре 1000°C . Одноосное сжатие образцов производилось на физическом симуляторе Gleeble-3800 в интервале температур $900 - 1200^{\circ}\text{C}$ со скоростями деформации $0,01; 0,1; 1$ и 10 c^{-1} .

Экспериментальные кривые изотермической деформации стали 02X13H4M приведены на рисунке 1.11 (сплошные линии). На том же рисунке для сравнения представлены диаграммы деформации стали 20X13, полученные в работе [9] (пунктирные линии).

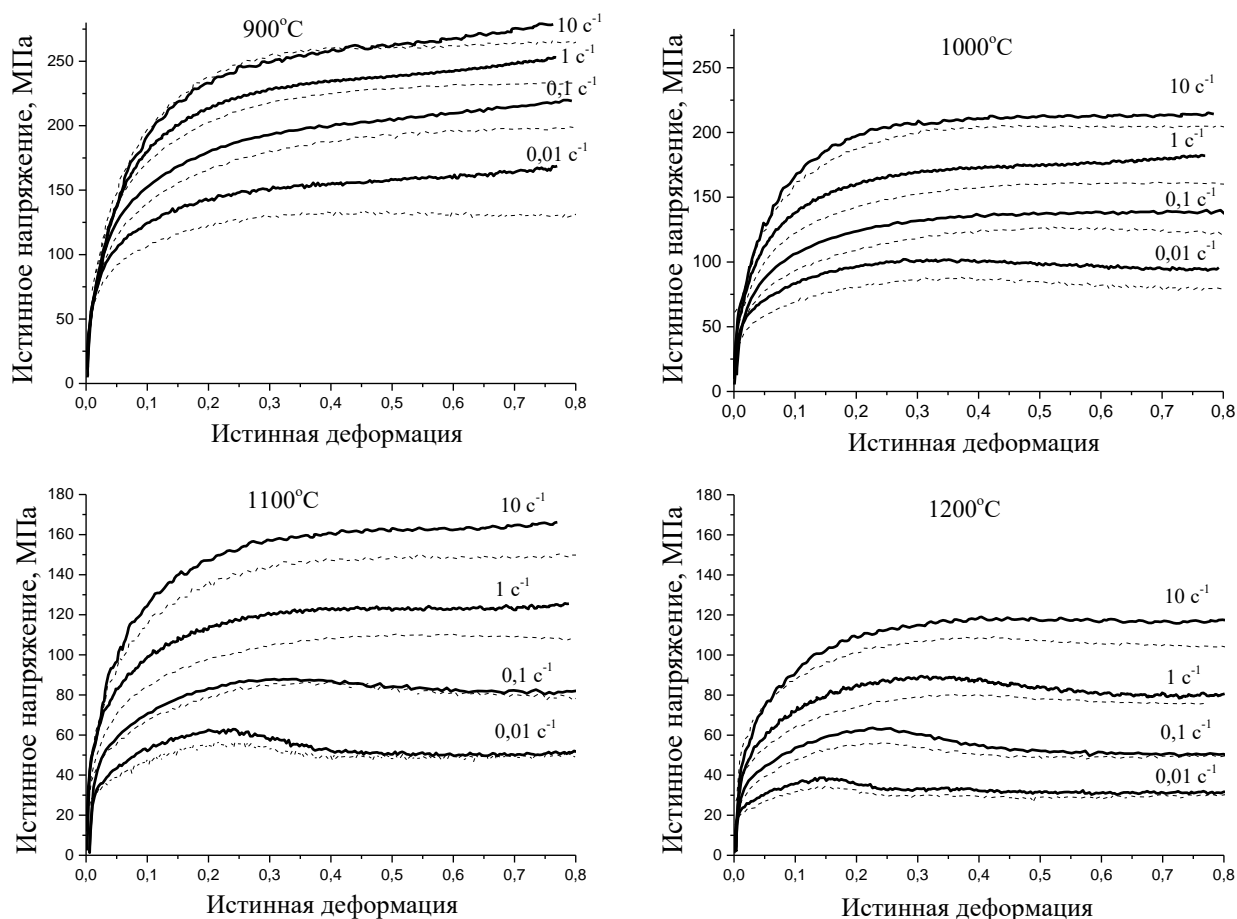


Рисунок 1.11 – Диаграммы деформации сталей 02X13H4M2 (сплошные линии) [12] и 20X13 (пунктирные линии [9])

Сравнение экспериментальных диаграмм деформации сталей 02X13H4M и 20X13 показал, что при одинаковых режимах деформации кривые истинных напряжений стали 02X13H4M лежат выше соответствующих кривых стали 20X13, хотя различие в уровне напряжений деформирования двух сталей невелико и не превышает 15 МПа.

В режимах деформации, сопровождаемой динамической рекристаллизацией, пиковые и критические деформации, требуемые для начала динамической рекристаллизации, в сталях 02X13H4M и 20X13 имеют близкие значения.

При наименьшей температуре 900°C напряжения текучести стали 02X13H4M, начиная с деформации порядка 0,5, испытывают подъем, не наблюдаемый в стали 20X13. Причина этого подъема напряжений в работе [12] осталась не выясненной.

Определенная в [12] энергия активации процессов горячей деформации стали 02X13H4M (442 кДж/моль) оказалась несколько выше, чем для стали 20X13 (430 кДж/моль). Высказано предположение, что это различие, а также более высокий уровень напряжений в стали 02X13H4M, обусловлены легированием супермартенситной стали молибденом, резко повышающим энергию активации самодиффузии γ -железа и обеспечивающим дополнительное твердорастворное упрочнение аустенита.

2 ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 15X13N2

2.1 Постановка задачи исследования

Высокохромистые коррозионностойкие стали мартенситного класса используются для изготовления лопаток и дисков паровых турбин, сосудов, работающих под давлением, обсадных бесшовных труб. Однако применение традиционных мартенситных сталей типа 20X13 (AISI 420) ограничено их плохой свариваемостью, склонностью к питтинговой коррозии и недостаточной вязкостью при отрицательных температурах.

Повышение сопротивления хрупкому разрушению высокохромистых мартенситных сталей достигают их легированием никелем (до 2%) с одновременным понижением содержания углерода до 0,1–0,15% (стали AISI 414). Более высокий уровень механических, коррозионных и эксплуатационных свойств обеспечивают современные высокохромистые стали супермартенситного класса (стали «супер-хром»). Низкое содержание углерода ($\leq 0,02\%$) в этих сталях улучшает свариваемость, добавки молибдена (0,52%) подавляют выделение карбидов хрома и, тем самым, улучшают сопротивление питтинговой коррозии, повышенное содержание никеля (3–4%) предотвращает образование δ -феррита, а микродобавки титана, ниобия и ванадия, образующие дисперсные карбонитриды, повышают прочностные характеристики.

В условиях производства коррозионностойкие мартенситные и супермартенситные стали подвергают высокотемпературной прокатке, ковке или прессованию. Горячая деформация указанных сталей сопровождается процессами разупрочнения (динамическим возвратом и динамической рекристаллизацией), которые существенным образом влияют на уровень напряжений деформирования, высокотемпературную пластичность, а также на формирующуюся структуру, и, потому, требуют детального изучения.

Изучение деформационного поведения мартенситной стали 20X13 и супермартенситной стали 02X13H4M в условиях горячей осадки, выполненное в работах [9] и [12], показано, что динамическая рекристаллизация в указанных сталях наблюдается в одинаковом температурно-скоростном диапазоне деформации, а для начала динамической рекристаллизации требуются близкие значения критических деформаций. С другой стороны, супермартенситная сталь отличается более высоким уровнем напряжений течения и более высокой энергией активации процессов горячей деформации, что обусловлено, в первую очередь, легированием супермартенситной стали молибденом, вызывающим сильное твердорастворное упрочнение и повышение энергии активации самодиффузии γ -железа.

Цель настоящей работы – изучить особенности горячей деформации экономнолегированной мартенситной стали 15X13H2 (AISI 414) и выявить влияние никеля на процессы динамического возврата и динамической рекристаллизации.

2.2 Материал и методика исследования

Материалом исследования явилась сталь 15X13H2 (AISI 414). Химический состав стали, полученной вакуумной плавкой в лабораторных условиях, приведен в таблице 2.1. В той же таблице приведен состав стали 20X13, исследованной в [4]. После выплавки слиток стали подвергался горячей прокатке и последующей гомогенизации при температуре 1000°C.

Таблица 2.1 – Химический состав стали

Марка стали	Массовая доля элементов, %										
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Ti	V	N
20X13	0,20	0,55	0,68	0,003	0,016	12,60	0,10	0,02	0,005	0,03	0,02
15X13H2	0,15	0,52	0,24	0,005	0,010	13,06	2,02				0,01

Из гомогенизированных прутков вырезали цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 15 мм.

Одноосное изотермическое сжатие образцов производилось на физическом симуляторе термомеханических процессов Gleeble-3800, позволяющем воспроизводить на образцах исследуемых материалов температурно-деформационные воздействия, которым исследуемый материал подвергается в процессе производства или эксплуатации изделий.

Общий вид комплекса Gleeble 3800 представлен на рисунке 2.1. Силовой блок комплекса обеспечивает контролируемый нагрев образца прямым пропусканием электрического тока и приложение усилия, необходимого для деформации образца. К силовому блоку крепится один из четырех сменных модулей, реализующих разные схемы деформации: растяжение или сжатие; одноосную осадку или плоскую деформацию; кручение; деформацию в двух взаимно перпендикулярных направлениях.



Рисунок 2.1 – Общий вид комплекса

Каждый из модулей имеет свою рабочую камеру, которая соединена с вакуумной системой, обеспечивающей разряжение не менее 1×10^{-4} мм. рт. ст.

Испытания можно проводить при более низком вакууме, в среде защитного газа или на воздухе.



Рисунок 2.2 – Сменные модули комплекса

Работой комплекса управляет компьютерная система, реализующая заданную программу эксперимента.

Испытания на одноосную осадку осуществляются на модуле Hydrowedge. Модуль разработан для моделирования ударного нагружения образцов с высокой точностью по степени и скорости деформации. Специальная конструкция модуля позволяет выполнять многостадийные последовательные нагружения аналогичные режимам деформации на любом современном прокатном стане. Вид рабочей камеры модуля представлен на рисунке 2.3

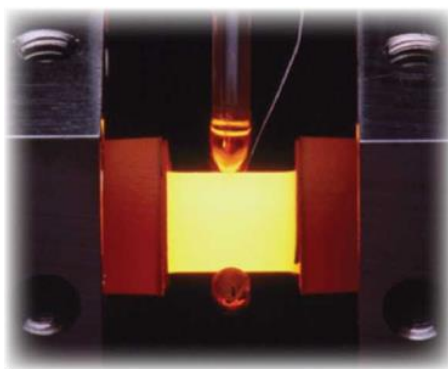


Рисунок 2.3 – Одноосное сжатие между двумя плоскими бойками

Одноосное изотермическое сжатие при температурах 900, 1000, 1100 и 1200°C со скоростями деформации 0,01; 0,1; 1 и 10 с⁻¹. В процессе эксперимента фиксировалась температура образца T ; усилие деформации F и текущее значение высоты образца h . 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 ($S_0 h_0 = Sh$):

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

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

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.

Результаты испытаний автоматически представлялись в виде кривых в координатах истинные деформации – истинные напряжения. Температура деформации контролировалась термопарой, приваренной к центральной части образца. Для уменьшения трения между бойками и образцом использовалась графитовая фольга. Образцы нагревали до температуры 1200°C со скоростью 5°C /с, выдерживали 10 минут и затем охлаждали со скоростью 10°C/с до заданной

температуры испытания. Перед началом деформации производилась минутная выдержка, обеспечивающая выравнивание температуры по объему образца.

Для оценки размера исходного аустенитного зерна образцы после 10-и минутной выдержки при температуре 1200°C ускоренно охлаждались струей воды. Микроструктурные исследования выполнены с использованием оптического микроскопа C.Zeiss Observer. Границы аустенитных зерен вытраивали реактивом на основе пикриновой кислоты.

2.3 Результаты и их обсуждение

Микроструктура исследуемой стали после 10-и минутной выдержки при 1200°C, представлена ниже (рисунок 2.4, а). Средний размер аустенитного зерна в стали 15X13H2 (60 мкм) оказался таким же, как и в стали 20X13 (рисунок 2.4, б) [4].

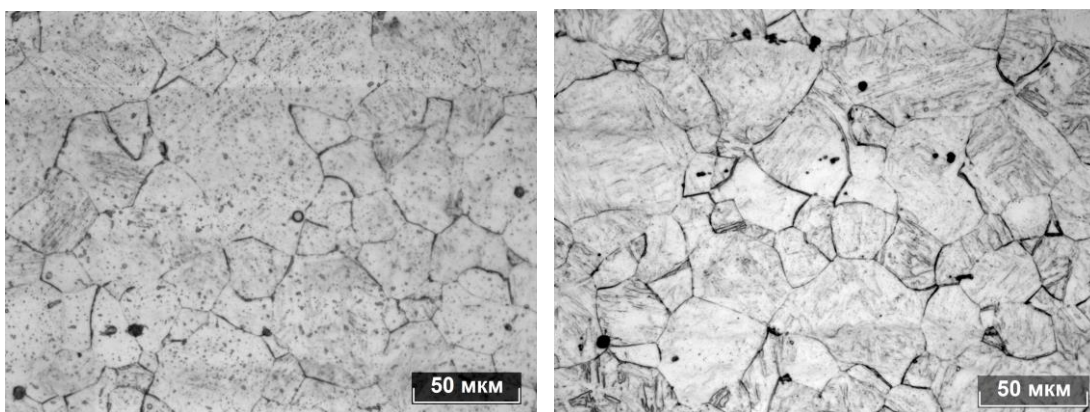


Рисунок 2.4 – Исходное аустенитное зерно стали 15X13H2 (а) и стали 20X13 (б) [4] после 10-и минутной выдержки при 1200°C

Экспериментальные кривые изотермической деформации стали 15X13H2 приведены на рисунке 2.5 (сплошные линии). На том же рисунке для сравнения представлены диаграммы деформации стали 20X13 [4] (пунктирные линии). Вновь убеждаемся, что напряжения текучести обеих сталей падают с ростом температуры и с уменьшением скорости деформации (с уменьшением параметра Зинера-Холломона (Z) режима деформации).

По виду зависимостей истинных напряжений σ от величины истинных деформаций ϵ все приведенные диаграммы можно разделить на два типа.

При относительно низких температурах и/или высоких скоростях деформации (высокие значения параметра Z) напряжения течения с ростом деформации достигают некоторого максимального значения σ_s , а затем остаются постоянным в силу установившегося баланса между процессами деформационного упрочнения и разупрочнения, обусловленного динамическим возвратом. Такие диаграммы с четко выраженным плато (установившейся стадией) наблюдаются при деформации со скоростями $0,1-10 \text{ c}^{-1}$ при температуре 900°C ; деформации со скоростями $1-10 \text{ c}^{-1}$ при 1000°C ; а также для деформации со скоростью 10 c^{-1} при 1100°C .

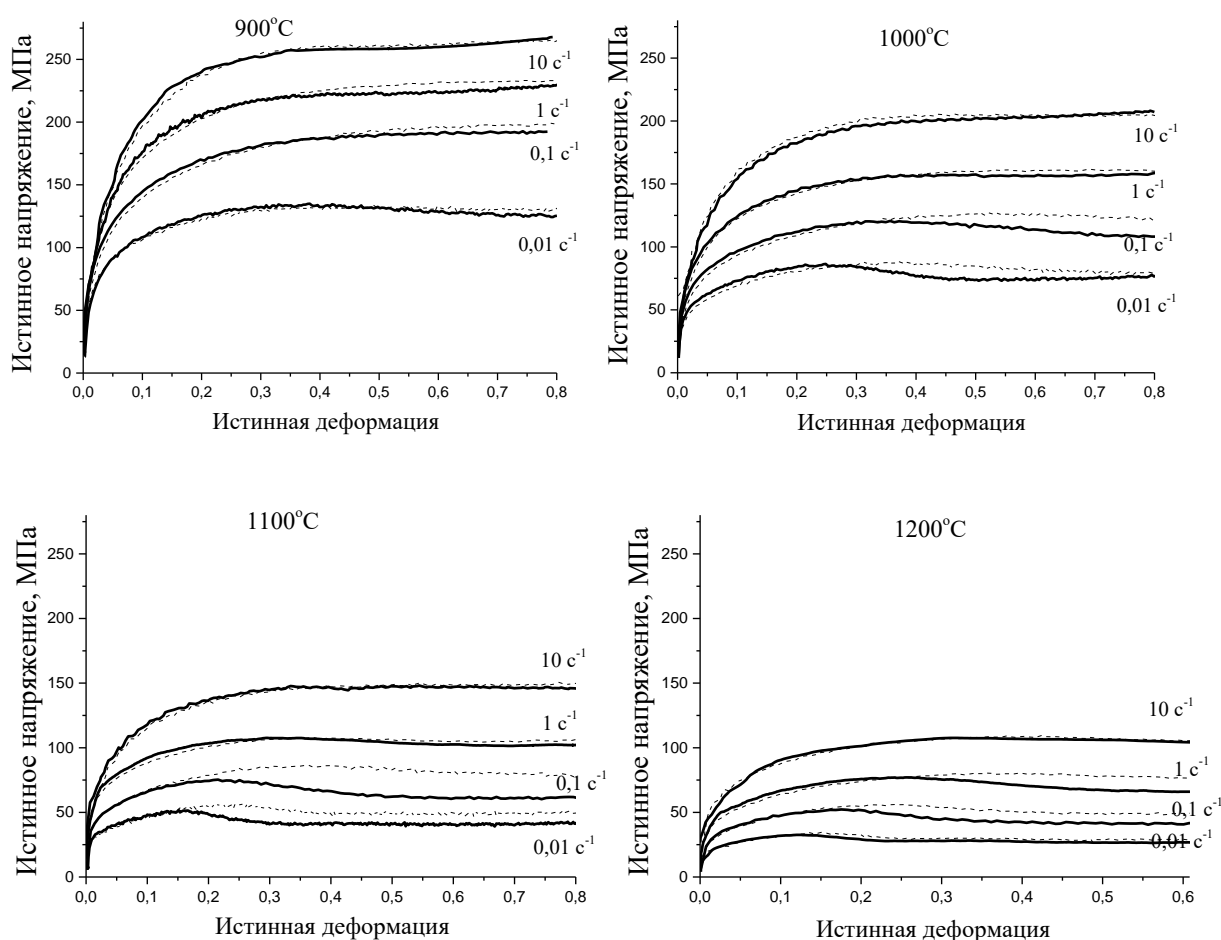


Рисунок 2.5 – Диаграммы деформации сталей 15X13H2 (сплошные линии) и 20X13 (пунктирные линии [6])

Второй тип диаграмм наблюдается для режимов горячей деформации, отвечающих низким значениям параметра Z (относительно высокие температуры и/или малые скорости деформации). В этих условиях при некоторой критической величине деформации в структуре накапливается плотность дислокаций, достаточная для начала динамической рекристаллизации. В результате, скорость деформационного упрочнения падает, напряжения течения достигают пиковой величины σ_p , а затем по мере увеличения доли динамически рекристаллизованных зерен происходит падение напряжений течения с их последующим выходом на установившийся уровень σ_{ss} , отвечающий полностью рекристаллизованной структуре.

Установившиеся напряжения σ_s стали 15X13Н2 на диаграммах деформации, контролируемой динамическим возвратом, совпадают или на 2 – 3 МПа ниже соответствующих напряжений в стали 20X13. В режимах деформации, сопровождающихся динамической рекристаллизацией, напряжений текучести не выходят на установившийся уровень σ_s . По этой причине в качестве грубой оценки напряжений σ_s часто принимают значения пиковых напряжений σ_p [4]. Разница между значениями σ_p двух сталей также незначительна (не превышает 5 МПа). Соответственно, кажущаяся энергия активации Q процессов динамического возврата в двух исследуемых сталях должна иметь близкие значения. Справедливость последнего утверждения подтверждает график зависимости экспериментальных значений σ_s и σ_p стали 15X13Н2, от логарифма параметра Зинера–Холломоуна (рисунок 2.6). Для расчета параметра Z использована оценка энергии активации $Q = 430$ кДж/моль, полученная в [4] для стали 20X13.

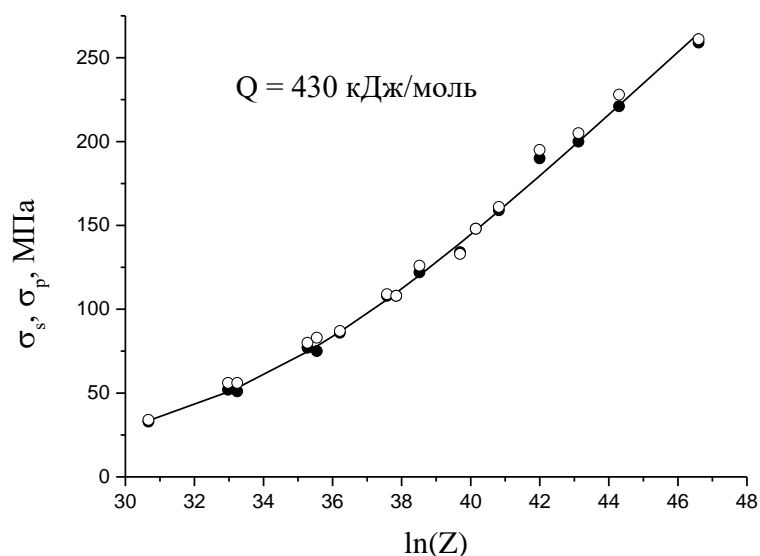


Рисунок 2.6 – Установившиеся (пиковые) напряжения сталей 15X13H2 (черные символы) и 20X13 (светлые символы [4]) в зависимости от параметра Зинера-Холломона

Экспериментальные точки на рисунке 2.6 хорошо укладываются на теоретическую кривую, рассчитанную по выражению Селларса [5]

$$\sigma_s = \frac{1}{\alpha} \left(\operatorname{arcsch} \left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} \right) \quad (2.3)$$

с параметрами $\alpha = 0,011$, $A = 6,00 \cdot 10^{15}$, $n = 5,22$, определенными регрессионным анализом экспериментальных данных. Исключением являются значения напряжений σ_s , отвечающие деформации при 900°C со скоростью $0,1 \text{ с}^{-1}$. По-видимому, при указанном режиме деформации время деформации и накопленная энергия оказываются достаточными для инициации выделений дисперсных карбидов хрома, вызывающих дополнительное упрочнение.

Таким образом, значимых отличий в протекании процессов динамического возврата в двух сталях не обнаружено.

С другой стороны, рассматриваемые стали существенно отличаются по их склонности к динамической рекристаллизации. Как видно из рисунка 2.5,

пиковые напряжения σ_p стали 15X13H2 достигаются при значительно меньших деформациях ε_p , чем в стали 20X13. Это важное различие требует более детального анализа и обсуждения.

Известно, что деформация ε_p является степенной функцией от параметра Z:

$$\varepsilon_p = Ad^m Z^n, \quad (2.4)$$

где A , m и n – константы, d – размер исходного аустенитного зерна. Экспериментальные значения ε_p рассматриваемых сталей подчиняются зависимости (2.5) (рисунок 2.6), а регрессионный анализ дает следующие выражения:

$$\begin{aligned} \varepsilon_p &= 1,104 \cdot 10^{-3} Z^{0,161} && \text{(сталь 20X13)} \\ \varepsilon_p &= 1,165 \cdot 10^{-3} Z^{0,140} && \text{(сталь 15X13H2)} \end{aligned} \quad (2.5)$$

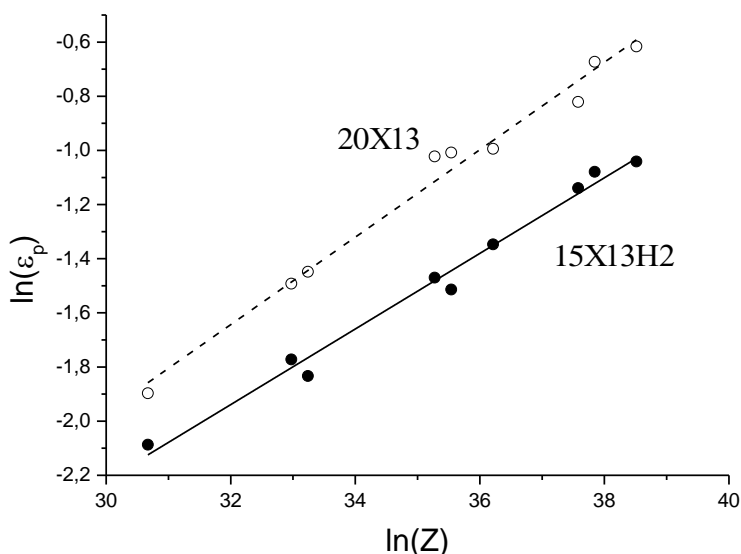


Рисунок 2.7 – Пиковые деформации сталей 15X13H2 (черные символы) и 20X13 (светлые символы [4]) в зависимости от параметра Зинера-Холломона

Близость множителей Ad^m в выражениях (2.5) указывает на то, что причина разной склонности к динамической рекристаллизации двух сталей не связана с различиями в размере исходных зерен аустенита. Этот вывод согласуется с

данными микроструктурных исследований (рисунок 2.7). Соответственно, более раннее начало динамической рекристаллизации в стали 15X13Н по сравнению со сталью 20X13 обусловлено различиями их химического состава, влияющими на величину параметра n в выражениях (3) и (4). Эти различия заключаются в легировании стали двумя процентами никеля. Однако добавки никеля существенно уменьшают значения пиковых деформаций, т.е. ускоряют начало динамической рекристаллизации в высокохромистой стали. Причина такого сильного влияния никеля на ускорение динамической рекристаллизации сталей мартенситного класса требует дальнейшего исследования.

Полученные результаты позволяют глубже понять роль молибдена в процессах горячей деформации супермартенситных сталей. Выше отмечалось, что согласно результатам работы [12], величина пиковых напряжений сталей 20X13 и 02X13Н4М2 в одинаковых температурно-скоростных режимах деформации оказываются очень близкими. По нашим данным 4% никеля в супермартенситной стали должны были значительно понизить величину пиковых напряжений. Отсутствие этого эффекта можно объяснить только тем, что молибден действует на склонность к динамической рекристаллизации противоположно никелю, существенно тормозя последнюю. В результате, влияние 4% никеля полностью компенсируется добавками 2% молибдена.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Совместный анализ результатов, полученных в выпускной квалификационной работе при исследовании стали 15X13H2, и результатов предыдущих исследований сталей 20X13 [4] и 02X13H4M2 [7] позволяет сделать следующие выводы.

1. Добавки никеля в мартенситную сталь 20X13 не оказывают существенного влияния на величину напряжений текучести в условиях горячей деформации, однако они создают условия для более раннего начала динамической рекристаллизации.

2. Добавки молибдена в супермартенситной стали вызывают дополнительное твердорастворное упрочнение и подавляют динамическую рекристаллизацию, компенсируя противоположный эффект от легирования никелем.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гольдштейн, М.И., Грачев, С.В., Векслер, Ю.Г. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер – М.:МИСиС, 1999. – 408 с.
2. Смирнов, М.А., Счастливец, В.М. Журавлев Л.Г. Основы термической обработки стали: Учебное пособие – Екатеринбург: УРО РАН, 1999 – 496.
3. Левит, В.И. Высокотемпературная термомеханическая обработка аустенитных сталей и сплавов/ В.И. Левит, М.А. Смирнов. – Челябинск: Издательство ЧГТУ, 1995. -276 с.
4. Лаев, К.А. Влияние легирования и термической обработки на структуру и свойства коррозионностойких высокохромистых сталей мартенситного и супер мартенситного классов для изготовления труб нефтегазового сортамента. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. — Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск, 2016 г., 142 стр.
5. Kondo, K. Alloy design of Super 13% Cr Martensitic Stainless Steel / K. Kondo, M. Ueda, K. Ogawa, H. Amaya, H. Hirata, H. Takabe, Y. Miyazaki // In: Supermartensitic Stainless Steels'99, Brussels, Belgium, 1999, pp. 11-18.
6. Porter D.A., Easterling K.E. Phase transformations in metals and alloys / Chapman & Hall, London, 1993, p.510.
7. Sellars, C.M. La Relation Entre la Résistance et la Structure Dans la Deformation à Chaud] / C.M Sellars, W. McTegart // Memories Scientifiques Rev. Métallurg. – 1966 –Vol. 63. – P. 731–746.
8. . Dehghan-Manshadi, M.R. Barnett, and P.D. Hodgson, Hot Deformation and Recrystallization of Austenitic Stainless Steel: Part I. Dynamic Recrystallization / Metallurgical and materials transactions A, 2008, pp. 1359-1370.
9. Ахмедьянов, А.М. Физическое и математическое моделирование горячей деформации стали 20Х13 / А.М. Ахмедьянов, С.В. Рущиц, М.А. Смирнов // Вестник ЮУрГУ. Серия Metallургия. – 2013.– Т.13, вып. 2. – С. 116-124.

10. Ren, F. Constitutive Modeling of Hot Deformation Behavior of X20Cr13 Martensitic Stainless Steel with Strain Effect / F. Ren, J. Chen, F. Chen // Trans. Nonferrous Met. Soc. China.– 2014. – Vol. 24. – P. 1407–1413. DOI: 10.1016/S1003-6326(14)63206-4.
11. Cao, Y. On the Hot Deformation Behavior of AISI 420 Stainless Steel Based on Constitutive Analysis and CSL Model] / Y. Cao, H. Di, R. Misra, X. Yi, J. Zhang, T. Ma // Materials Science and Engineering: A. – 2014.– Vol. 593. – P. 111–119. DOI.org/10.1016/j.msea.2013.11.030.
12. Рущиц, С.В., Ахмедьянов, А.М., Смирнов М.А., Лапина, И.В., Гольдштейн, М.И. Деформационное поведение коррозионностойкой супермартенситной стали в условиях горячей деформации Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgy 2016. Том 16, №4, с 109-114.