

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования «Национальный исследовательский
технологический университет «МИСиС»

Нгуен Суан Хоан

**СТРУКТУРА И УПРОЧНЕНИЕ ШТАМПОВОЙ СТАЛИ С
РЕГУЛИРУЕМЫМ АУСТЕНИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ ПРИ
ЭКСПЛУАТАЦИИ**

**Специальность – 05.16.01
«Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»**

Автореферат диссертации
на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
профессор, д.т.н. С.А. Никулин

Москва, 2021

Общая характеристика работы

Актуальность проблемы. Современная промышленность в России и за рубежом нуждается в высокопрочном инструменте для горячего формования металлов, обладающим большим эксплуатационным ресурсом.

Требования к качеству прецизионных заготовок и повышенной долговечности инструментов для штамповки изделий из труднодеформируемых материалов постоянно повышаются, усложняются и условия работы инструмента. При этом рабочая температура поверхности инструмента возрастает до 800 – 900 °С, выше и удельные давления на инструмент, которые достигают 1500 – 2000 МПа.

В настоящее время широко используемые штамповые стали типа 5ХНВ, 4ХМФС и др. обладают низкой жаропрочностью и рассчитаны на работу при температурах до 500 – 550 °С. Более высоколегированные стали типа 3Х2В8Ф, 3ХВ4СФ обеспечивают высокую стойкость инструмента при температурах до 680 – 700 °С. Этот уровень рабочих температур оказался пределом для штамповых сталей на ферритно-перлитной основе. Поэтому разработка новых типов сталей для горячей штамповки, принципов их легирования и способов упрочнения является актуальной задачей.

В СССР в 1970-80 гг. Озерским А.Д. и Кругляковым А.А. были разработаны стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации (РАПЭ), которые представляют собой новый класс штамповых сталей. Они относятся к среднелегированным сталям (общее количество легирующих элементов в них обычно не превышает 10 %). Основным инновационным эффектом при создании сталей с РАПЭ является использование сил деформации и высоких температур для повышения прочности инструмента (эффект «Озерского-Круглякова»). Благодаря этому эффекту стали с РАПЭ эффективно используются для изготовления инструментов при горячем прессовании при температурах до 800 °С. В исходном состоянии они имеют ферритную основу и легко обрабатываются. При нагревании до рабочих температур эти стали претерпевают $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение и сохраняют свою аустенитную структуру в процессе работы инструмента. В процессе эксплуатации при рабочих температурах в аустенитном состоянии они склонны к горячему упрочнению.

На момент начала работы были сформулированы основные принципы легирования и критерии прогнозирования свойств сталей с РАПЭ для рабочих температур 650 – 800 °С, разработана технология их промышленного производства. Стали с РАПЭ эффективно использовались для изготовления

инструментов при горячем прессовании при температурах до 800 °С. Высокая стойкость инструмента из этих сталей подтверждена при экструзии труб и конструкций из трудноформируемых медных сплавов.

Вместе с тем оставались недостаточно изученными фазовые и структурные превращения и природа упрочнения сталей с РАПЭ при многократных пластических деформациях при температурах 450 – 750 °С. Получение новых экспериментальных данных и научных знаний по этим вопросам необходимо для создания новых экономно-легированных сталей с РАПЭ. Для промышленного применения таких сталей актуальным является разработка режимов их разупрочняющей (обеспечивающей требуемый уровень технологических свойств) и упрочняющей (обеспечивающей требуемый уровень эксплуатационных свойств) обработок.

Цель и задачи работы.

Целью работы является исследование структурно-фазовых превращений в экономно-легированной стали с РАПЭ и выявление механизмов, определяющих процессы упрочнения и ее механические свойства, и разработка на этой основе режимов разупрочняющей и упрочняющей деформационно-термической обработки экономно-легированной стали с РАПЭ.

Основные задачи:

1. Изучение структурных превращений при отжиге экономно-легированной штамповой стали с РАПЭ и определение режимов разупрочняющей обработки, способствующих наибольшему снижению твердости стали;
2. Изучение процессов упрочнения при деформации и термической обработке и определение влияния различных факторов на механизмы и степень горячего упрочнения стали с РАПЭ;
3. Исследование процессов горячей деформации при растяжении и сжатии и определение режимов упрочняющей обработки, обеспечивающих наибольшее упрочнение стали при высоких рабочих температурах;
4. Разработка схем деформационно-термической обработки стали с РАПЭ, обеспечивающих высокую степень упрочнения стали при рабочих температурах.

Научная новизна.

1 Впервые изучены структурные превращения в штамповой стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации (РАПЭ) марки 4Х2Н3М2Г4ФТБ с пониженным содержанием никеля при нагреве в диапазоне 500 – 780 °С после изотермической выдержки в бейните. Показано, что при

нагреве до 630 °С после изотермической выдержки, когда количество вновь образованного аустенита относительно невелико, свойства стали определяются в основном структурными изменениями в бейнитных областях и ее твердость непрерывно снижается с повышением температуры отпуска до 630 °С. При более высоких температурах от 650 до 780 °С количество аустенита возрастает, а его распад при охлаждении ведет к повышению твердости стали.

2 В штамповой стали с РАПЭ экспериментально показано явление горячего наклепа в ходе деформационно-термической обработки (ДТО) в диапазоне температур 450 – 750 °С. Степень наклепа в стали с РАПЭ, полученная после гомогенизации при температуре 1150 °С и циклической деформации растяжением при 450 °С, усиливается при последующей циклической деформации при температуре 750 °С. Схема ДТО с гомогенизацией при температуре 1150 °С, предварительной деформацией при 450 °С с последующим охлаждением до комнатной температуры и быстрым нагревом на температуру деформации 750 °С стабилизирует состояние горячего наклепа и способствует максимальному упрочнению стали при рабочих температурах.

3 Выявлены механизмы горячего упрочнения («горячего наклепа») стали (деформационное упрочнение; дисперсионное упрочнение; фазовый наклеп при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении и упрочнение при деформации в двухфазной ($\gamma + \alpha$)-области), и количественно оценен их раздельный вклад в упрочнение стали.

Практическая значимость.

1 Разработан режим разупрочняющей термической обработки новой штамповой стали с РАПЭ, в том числе: аустенизация (1050 °С), длительная выдержка при температурах (330 – 450 °С) интенсивного выделения карбидных (интерметаллидных) фаз, двойной нагрев при температурах (550 – 580 °С) для их коагуляции, и охлаждение с печью, обеспечивающий требуемый комплекс технологических свойств для механической обработки при изготовлении штампа. Режим разупрочняющей термообработки может быть использован непосредственно на производстве в технологическом процессе изготовления штампового инструмента.

2 Предложены схемы ДТО стали с РАПЭ, обеспечивающие повышение прочности непосредственно в процессе горячей деформации, что позволит их использовать для эффективного управления ресурсом штампового инструмента.

Достоверность. Результаты получены с использованием современных методов исследований, испытаний и техники эксперимента, большим объемом структурных исследований и механических испытаний с необходимым для получения достоверных данных количеством измерений, применением

специального программного обеспечения для обработки результатов, а также соответствием полученных результатов с результатами других исследований.

Вклад соискателя. Личный вклад автора диссертационной работы состоит в анализе состояния вопроса по теме работы и постановке задач, пробоподготовке образцов для экспериментов, составлении плана проведения лабораторных исследований и испытаний, в получении, обработке и анализе результатов, формулировании выводов, в выступлении с докладами на научных конференциях и участии в подготовке научных статей по результатам работы.

Апробация работы. Основные результаты работы обсуждались на 9-й международной школе с элементами научной школы для молодежи г. Тольятти (2019 г.), Научно-техническом семинаре «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов» г. Москва (2019 г), Международном симпозиуме "Перспективные материалы и технологии" г. Брест (2019 г), Восьмой международной конференции «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов», посвященной 150-летию открытия Д.И. Менделеевым Периодического закона химических элементов, Третьей Международной Школе Молодых Ученых «Актуальные проблемы современного материаловедения» (2019 г) и X-й Евразийская научно-практической конференции "Прочность неоднородных структур ПРОСТ-2021" г. Москва.

Публикации. По материалам работы опубликовано 8 печатных работ, из них 3 – статьи в рецензируемых отечественных и зарубежных научных журналах Scopus и Web Of Science, входящих в перечень ВАК, 5 – тезисы докладов.

Структура и объем работы. Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, выводов и списка литературы. Объем работы составляет 113 страниц, включая 30 рисунков и 8 таблиц. Список литературы содержит 99 наименований.

КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность работы, сформулированы цели и задачи исследования, приведена структура и объем работы, представлена научная новизна и практическая значимость полученных результатов.

В первой главе представлен обзор литературных источников по теме исследования, где приведен анализ химического состава, структуры и механических свойств штамповых сталей для горячего прессования. Проанализированы требования, принципы легирования, недостатки

традиционных сталей для горячего деформирования. Представлены данные об основных характеристиках и важных отличиях новых штамповых сталей с регулируемым аустенитным превращением в процессе эксплуатации (РАПЭ). Рассмотрено поведение сталей ферритно-аустенитного класса при деформации при высоких температурах, влияние термической обработки на свойства штамповых сталей для горячего деформирования. На основе проведенного анализа сформулирована цель и определены задачи исследования.

Во второй главе описаны материалы и изложены методики исследований. В качестве объекта исследования использована экономно-легированная среднеуглеродистая (0,44 % C) штамповая сталь типа 4X2H3M2Г4ФТБ с пониженным содержанием никеля (патент RU 2744584), разработанная на основе промышленной стали ЭП930. Исходные горячекатаные прутки имели квадратное сечение 15×15 мм и высокую твердость около 53 HRC.

Пробоподготовка состояла из операций резки, горячей запрессовки (на автоматическом прессе Simplimet 1000 при $T = 150$ °С и $P = 2 \times 10^7$ Па), шлифования, полирования (на машине TWINPREP 5) и травления.

Для определения температур критических точек было проведено исследование цилиндрических образцов штамповой стали Ø7×25 мм на дилатометрической установке DIL 402С с нагревом и охлаждением образца в интервале температур 400 – 1000 °С. Построение термокинетической диаграммы проводилось с использованием высокоскоростного деформационного дилатометра DIL-805 A/D на цилиндрических образцах Ø5×10 мм. Исследования проводили в диапазоне скоростей охлаждения от 0,2 до 10 °С/мин с температуры 900 °С.

Для определения режимов разупрочняющей термической обработки использовали образцы квадратного сечения 15×15 мм толщиной 5 мм, которые нагревали/охлаждали в кварцевой трубке в муфельной электропечи.

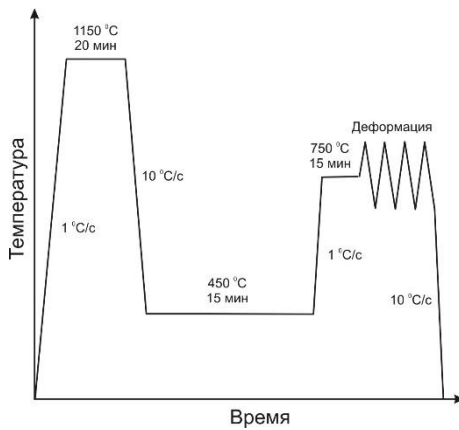
Механическое поведение стали при горячей деформации изучали в процессе термомеханической обработки (ТМО) по схеме сжатия и растяжения образцов после разупрочняющей термической обработки (на твердость 320 – 340 HV). ТМО по схеме сжатия проводили на цилиндрических образцах стали Ø5×10 мм, а по схеме растяжения – на цилиндрических образцах стали общей длиной 60 мм, диаметром 5 мм и длиной рабочей части 20 мм (тип I по ГОСТ 9651-84). ТМО проводили на закалочно-деформационном дилатометре DIL 805 A/D (по схеме сжатия) и на установке физического моделирования термомеханических процессов Gleeble 3800 (по схеме растяжения).

ТМО состояла из следующих этапов (рис. 1):

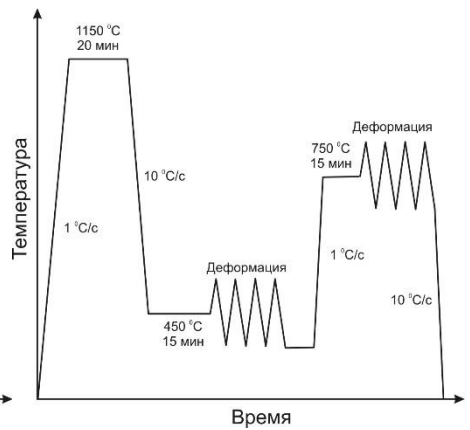
(1) аустенизация при 850 или 1150 °С в течение 20 минут (гомогенизация для уменьшения степени неоднородности и растворения вторых фаз, присутствующих в стали в исходном состоянии);

(2) охлаждение до 450 °С и выдержка при этой температуре в течение 15 минут с пластической деформацией и без пластической деформации (данный этап соответствует процессу охлаждения штампа между штамповками);

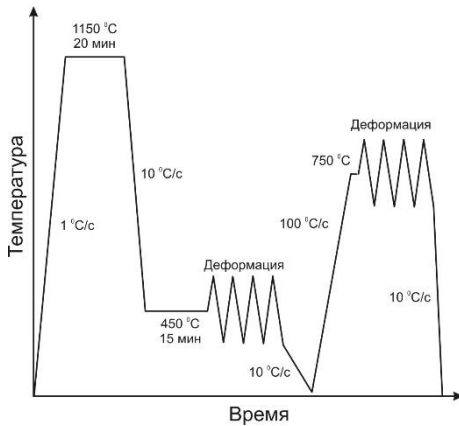
(3) медленный нагрев с скоростью 1 °С/с до 750 °С и выдержка при этой температуре в течение 15 минут с пластической деформацией, либо быстрый (100 °С/с) нагрев и деформация без предварительной выдержки (данный этап соответствует процессу штамповки).



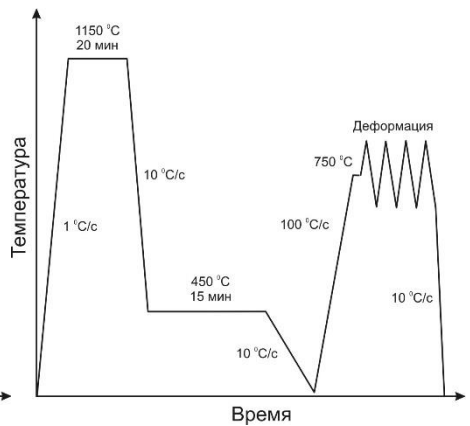
(а)



(б)



(в)



(г)

Рисунок 1 – Основные диаграммы ТМО:
а – ТМО-1; б – ТМО-2 в – ТМО-3; г – ТМО-4

В ряде схем было реализовано промежуточное охлаждение с температуры 450 °С до комнатной температуры, после чего осуществлен медленный (1 °С/с) нагрев до 750 °С и деформация после предварительной выдержки в течение 15 минут, либо быстрый (100 °С/с) нагрев до 750 °С и деформация без предварительной выдержки.

Деформацию проводили по схеме сжатия или растяжения (5 циклов, истинная деформация на каждом цикле составляла ~2 %, скорость деформации 0,1 с⁻¹) с записью истинных диаграмм деформации. Использовали по 3 образца на каждый режим ТМО.

Показатель деформационного упрочнения n определяли аппроксимируя диаграммы деформации уравнением Людвига-Холломоуна, $S = K \times e^n$, параметры которого определяли методом наименьших квадратов как коэффициенты уравнения линейной регрессии $\ln(S) = \ln(K) + n \times \ln(e)$, где S – истинное напряжение, e – истинная деформация.

Металлографический анализ проводили на поперечных шлифах образцов после термической обработки и ТМО. Изображения структуры получали на оптическом микроскопе Leica DMI5000b при увеличении $\times 500$ и $\times 1000$ после травления шлифов в реактиве Каллинга. Обработку изображений проводили с использованием программ NEXSYS ImageExpert Pro 3.7. Определяли количество (в процентах) бейнитной (темной) и ферритной (светлой) составляющей в структуре образцов.

Твердость и микротвердость образцов после термической обработки и ТМО измеряли на поперечных шлифах с помощью тестеров Buehler MicroMet 5101T и Buehler Micromet 5101, соответственно.

Рентгеноструктурный и фазовый анализ образцов проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М при съёмке на CoK α излучении.

Электронно-микроскопические исследования структуры после термической обработки и после ТМО проводили методом фольг на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100 (JEOL) с энергодисперсионным микроанализатором (EDS) при увеличениях до $\times 50\,000$.

В третьей главе приведены результаты исследования фазовых и структурных превращений в штамповой стали при отжиге и определены режимы разупрочняющей обработки. Известно, что в сталях с РАПЭ переохлажденный аустенит очень стабилен и не превращается при многочасовых изотермических

выдержках в перлитной области. В связи с этим традиционные режимы отжига неэффективны для смягчения сталей. Достаточно полного превращения переохлажденного аустенита можно достичь изотермической выдержкой в промежуточной бейнитной области. Однако получаемый бейнит будет иметь высокую твердость, и сталь в этом состоянии плохо обрабатывается. Поэтому структура бейнита должна быть подвергнута дополнительной термообработке для получения минимальной твердости.

Для разработки режимов разупрочняющей обработки исследуемой стали были определены критические температуры и изучены кинетика превращений при охлаждении. На рис. 2 показана дилатометрическая кривая образца исследуемой стали.

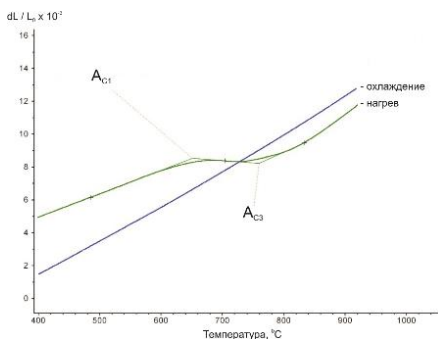


Рисунок 2 – Дилатометрическая кривая образца штамповой стали

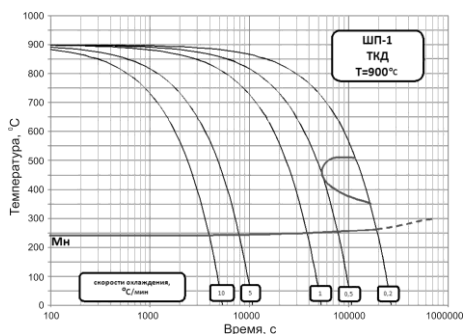


Рисунок 3 – Термокинетическая диаграмма штамповой стали

Критические температуры превращений A_{C1} и A_{C3} составили 610 – 650 °C и 760 – 790 °C, соответственно. За точку A_{C1} принимали минимальное значение (610 °C), а за точку A_{C3} - максимальное значение (790 °C). Такой выбор обусловлен тем, чтобы аустенизация штамповой стали проводилась в однофазной γ -области, а выдержка для коагуляции частиц второй фазы – при температуре вне γ -области.

Также были проведены дилатометрические исследования с построением термокинетической диаграммы штамповой стали (рисунок 3), из которой видно, что при температурах $T_1 = 330 - 450$ °C существует С-образная область бейнитного превращения. В процессе изотермической выдержки (не менее 20 ч) при данных температурах происходит выделение карбидов (интерметаллидов), вследствие чего понижается стабильность переохлажденного аустенита. При последующем нагреве ниже A_{C1} – в интервале 550 – 570 °C (при температуре T_2)

согласно литературным данным происходит коагуляция выделившихся карбидов (интерметаллидов) и понижения твердости стали.

Таким образом, предлагаемая схема разупрочняющей термообработки состояла из следующих этапов: нагрев образцов до температуры аустенизации с выдержкой 1 – 2 ч с целью максимально полного растворения частиц вторых фаз (карбидов и интерметаллидов); перенос в другую печь, нагретую до температуры (T_1), соответствующей температуре интенсивного выделения карбидов и выдержка заданное время; нагрев до температуры (T_2) и выдержка заданное время с целью коагуляции выделившихся карбидов. Окончательное охлаждение образцов до комнатной температуры после термообработки проводили вместе с печью. Фазовый состав и твердость стали на различных этапах такой обработки приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Твердость и фазовый состав штамповой стали после различных режимов термической обработки

№ обраб отки	Обработка	HV	HRC	Фазовый состав	Уширение линии (211) α
1	Исходный (горячекатанный)	677 ± 8	53 ± 1	α -фаза + γ -фаза (~10 %)	1,53
2	Отжиг при 870 °С (2 ч), охлаждение с печью	420 ± 9	43 ± 1	α -фаза (бейнит)	1,16
3	Отжиг при 1050 °С (1 ч), охлаждение с печью	380 ± 10	40 ± 1	α -фаза (бейнит)	1,10
4	Нагрев 870 °С (2 ч), перенос в печь с 330 – 350 °С (25 ч), охлаждение с печью	452 ± 9	45 ± 1	α -фаза (бейнит)	1,29
5	Нагрев 1050 °С (1 ч), перенос в печь с 450 °С (25 ч), охлаждение с печью	380 ± 10	40 ± 1	α -фаза (бейнит)	0,99
6	Нагрев 870 °С, 2 ч, перенос в печь с 330 – 350 °С (25 ч), нагрев 550 – 570 °С (50 ч), охлаждение с печью	338 ± 6	34 ± 1	α -фаза (феррит/бейнит) + γ -фаза (~10 %)	0,76
7	Нагрев 870 °С, 2 ч, перенос в печь с 330 – 350 °С (25 ч), нагрев 550 – 570 °С (25+25 ч), охлаждение с печью	320 ± 6	32 ± 1	α -фаза (феррит/бейнит) + γ -фаза (~10 %)	0,66
8	Нагрев 1050 °С, 1 ч, перенос в печь с 450 °С (25 ч), нагрев 550 – 570 °С (25 + 25 ч), охлаждение с печью	320 ± 5	32 ± 1	α -фаза (феррит/бейнит) + γ -фаза (~5 %)	0,78

Интервал температур аустенизации составил 870 – 1050 °С (верхняя температура интервала ограничена началом интенсивного роста зерна), интервал

температур выдержки для распада аустенита $T_1 = 330 - 450$ °С, время выдержки не менее 20 ч, а интервал температур выдержки для коагуляции карбидов $T_2 = 550 - 570$ °С, время выдержки 10 – 50 ч.

Металлографический анализ образцов штамповой стали после 1 – 2-х часовой выдержки при 870 и 1050 °С и охлаждения до комнатной температуры показал наличие характерной структуры бейнита с присутствием крупных частиц размером до 10 мкм (таблица 1). Последующее охлаждение до температуры $T_1 = 330 - 350$ °С с длительной выдержкой (20 – 25 ч) приводит к распаду аустенита по бейнитному механизму (таблица 1, рис. 4б). При этом твердость стали составляет 45 HRC (450 HV), что соответствует твердости бейнита. При повышении температуры T_1 до 450 °С также формируется структура бейнита, но твердость снижается до 40 HRC (380 HV) за счет большей доли выделившихся частиц вторых фаз и обеднением твердого раствора (таблица 1, рис. 4в). Последующий нагрев до температур $T_2 = 550 - 580$ °С после выдержки в интервале температур 330 – 450 °С приводит к дальнейшему снижению значений твердости из-за коагуляции выделившихся карбидов (таблица 1, рис. 4г, 4д).

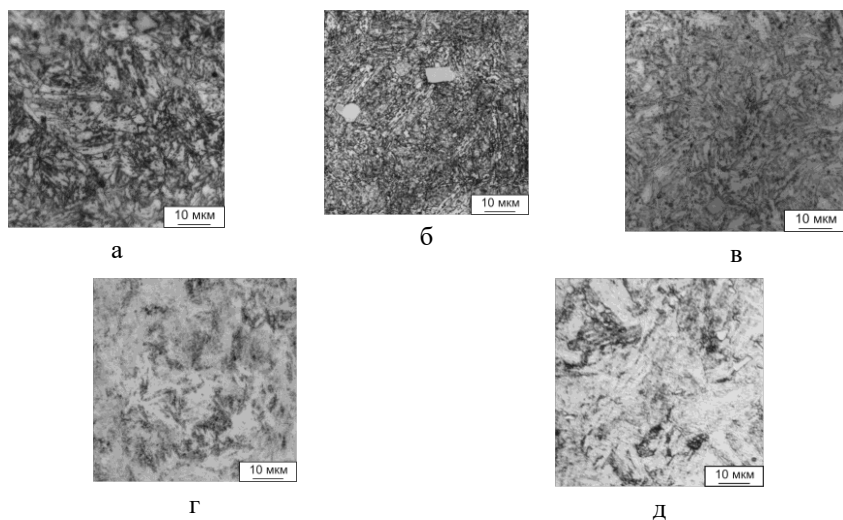


Рисунок 4 – Микроструктура образцов штамповой стали после термической обработки (оптическая микроскопия): а – обработка №1; б – обработка № 4; в – обработка № 5; г – обработка № 7; д – обработка № 8 (см. таблицу 1)

Экспериментально определено, что для получения наиболее разупрочненного состояния штамповой стали требуется двойной отжиг при 550 – 580 °С с выдержкой 25 ч + 25 ч и медленным охлаждением после каждой выдержки (таблица 1).

Для стали со структурой «феррит + бейнит + карбиды (интерметаллиды)» характерна твердость 34 HRC, а со структурой «феррит + феррито-цементитная смесь + карбиды» 32 HRC. Количественный анализ микроструктуры образцов показал, что доля бейнита (темной фазы) может достигать $14,6 \pm 0,2$ %. Чем меньше доля бейнитной составляющей в структуре, тем ниже твердость стали. Мелкие частицы второй фазы (размером не более 100 нм) в ферритно-бейнитной структуре штамповой стали хорошо видны на фотографиях, полученных методом электронной просвечивающей микроскопии (рис. 5).

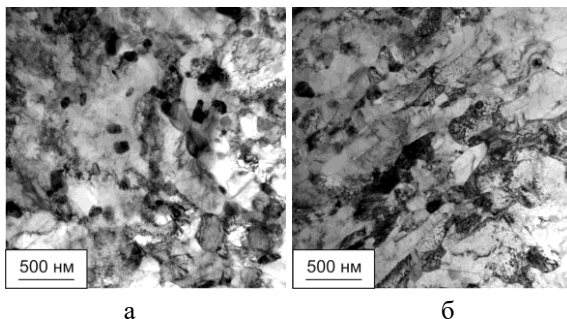


Рисунок 5 – Микроструктура образцов штамповой стали после термической обработки (нагрев 870 °С, 2 ч, перенос в печь с 330 – 350 °С (25 ч), нагрев 550 – 570 °С (50 ч), охлаждение с печью) (ПЭМ)

С учетом полученных результатов, были проведены детальные исследования структурно-фазовых превращений и твердости стали с РАПЭ при длительной выдержке в бейнитной области и последующем отжиге в широком диапазоне температур. Для этого проводили термическую обработку образцов исследуемой стали по следующим режимам:

- 1) нагрев до температуры аустенитизации 870 °С, 1,5 часа или 1050 °С, 1 ч, с охлаждением на воздухе и с печью;
- 2) нагрев до температуры аустенитизации 1050 °С, 1 ч, охлаждение до 450 °С на воздухе, изотермическая выдержка 25 ч, охлаждение с печью;
- 3) нагрев до температуры аустенитизации 1050 °С, 1 ч, охлаждение до

450 °С на воздухе, изотермическая выдержка 25 ч, охлаждение с печью, нагрев до температур 500; 530; 580; 630; 680; 700; 730 и 780 °С, выдержка 25 ч, охлаждение с печью.

Выдержка стали в аустенитной области при 870 и 1050 °С с охлаждением с печью приводит к формированию бейнитной структуры (с участками мартенсита) с твердостью 400 – 420 HV (рис. 6а, рис. 6б). В случае охлаждения на воздухе в структуре образуется мартенсит, что приводит к повышению твердости стали до 550 – 630 HV (рис. 7а).

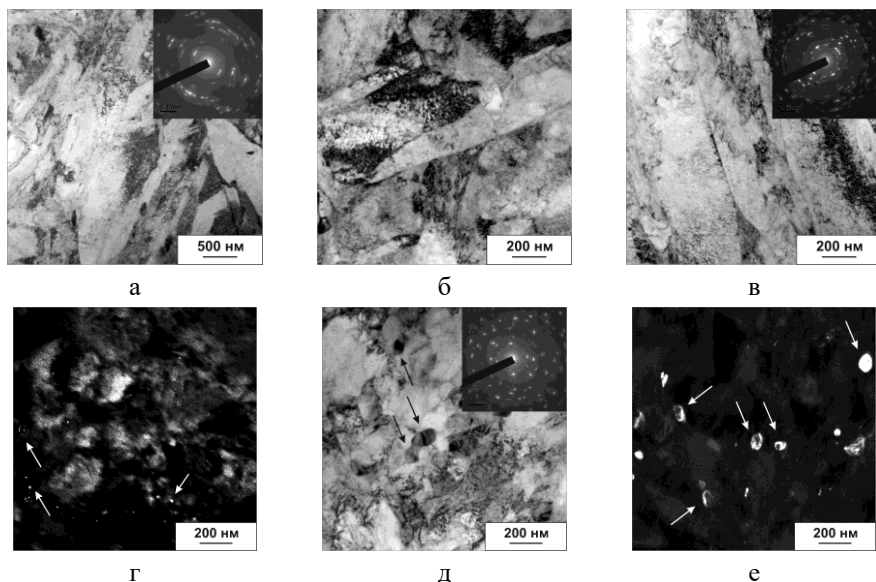


Рисунок 6 – Микроструктура образцов штамповой стали после термической обработки (ПЭМ): а, б – нагрев 1050 °С (1 ч), охлаждение с печью; в, г – нагрев 1050 °С, 1 ч, перенос в печь с 450 °С (25 ч), охлаждение с печью; д, е – нагрев 1050 °С, 1 ч, перенос в печь с 450 °С (25 ч), нагрев 630 °С (25 ч), охлаждение с печью (а, б, в, д – светлое поле; г, е – темное поле в рефлексах вторых фаз; стрелками указаны выделения вторых фаз)

В обоих случаях рентгеновский фазовый анализ показал наличие в структуре стали только α -Fe (бейнита/мартенсита). Наличие мартенсита в структуре стали в случае охлаждения на воздухе с температур аустенизации подтверждается значительным уширением рентгеновских линий и высокой микротвердостью.

При обработке с изотермической выдержкой 25 ч при температуре 450 °С и охлаждением с печью происходит более полный распад аустенита по бейнитному механизму (рис. 6в, 6г). При этом твердость стали существенно не изменяется и составляет 380 – 430 HV.

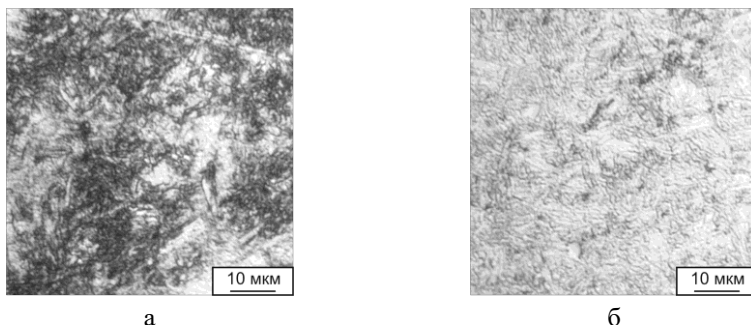


Рисунок 7 – Микроструктура образцов штамповой стали после термической обработки (оптическая микроскопия): а – нагрев 1050 °С (1 ч), охлаждение на воздухе; б – нагрев 1050 °С, 1 ч, перенос в печь с 450 °С (25 ч), нагрев 630 °С (25 ч), охлаждение с печью

Более сложные структурные и фазовые изменения происходят при последующем нагреве в интервале температур 500 – 780 °С и охлаждении с печью. Эти изменения приводят к немонотонному изменению твердости стали при нагреве. Твердость стали вначале по мере повышения температуры отпуска до 580 °С понижается (до 300 HV), затем в интервале температур 630 – 680 °С изменяется незначительно, а при нагреве до более высоких температур 700 – 780 °С существенно повышается до ~400 HV (рис. 8).

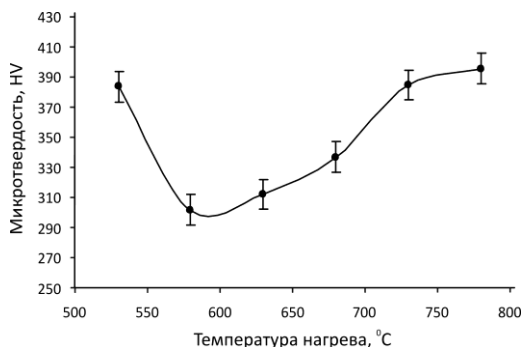


Рисунок 8 – Изменение твердости штамповой стали после изотермической

выдержки в бейнитной области и нагрева в интервале 500 – 780 °С

Показано, что при температурах нагрева от 500 до 630 °С после изотермической выдержки в бейнитной области, когда количество вновь образующегося аустенита сравнительно мало, свойства стали определяются в основном структурными изменениями в бейнитных участках и ее твердость непрерывно понижается по мере повышения температуры отпуска. При более высоких температурах от 650 до 780 °С количество аустенита резко возрастает и его последующий распад ведет к существенному повышению твердости стали.

Предложены схема и режим разупрочняющей термической обработки штамповой стали с РАПЭ включающие: аустенизацию (1050 °С, 1 ч), длительную выдержку при температурах интенсивного выделения карбидных (интерметаллидных) фаз (330 – 450 °С), двойного отжига при температурах их коагуляции (550 – 580 °С) с выдержкой (25 + 25 ч) и охлаждение с печью. Такая термическая обработка приводит к снижению твердости штамповой стали до 32 HRC (320 HV), что обеспечит ее хорошую технологичность, в частности, обрабатываемость резанием при изготовлении штампа.

В четвертой главе приведены результаты исследования явления горячего наклепа в штамповой стали с РАПЭ. Горячий наклеп в стали изучали в процессе ТМО по схеме растяжения. Всего в работе использовали четыре схемы ТМО (ТМО-1, ТМО-2, ТМО-3 и ТМО-4), диаграммы которых приведены на рис. 1. Кривые «напряжение-деформация», полученные для разных схем ТМО, приведены на рисунке 9.

При реализации схемы ТМО-1 в процессе деформации при 750 °С наблюдается существенное упрочнение стали – значения максимальной истинной прочности S_{max} повышаются с 158 до 283 МПа (рис. 9а и таблица 2).

Многократная (5 циклов) пластическая деформация при 450 °С (ТМО-2) обеспечивает существенное упрочнение аустенита и S_{max} повышается с 217 до 330 МПа (см. рис. 9а и таблицу 2). В дальнейшем после медленного нагрева до температуры 750 °С и выдержки прочность стали сначала понижается до $S_{max} = 252$ МПа (на первом цикле деформации, что на 24 % ниже значения S_{max} , достигнутого за счет деформации при 450 °С), а при последующих 4-х циклах деформации повышается до 361 МПа. Достигнутый при деформации при 750 °С максимальный уровень упрочнения почти на 10 % больше, чем при 450 °С, и на 22 % больше, чем по схеме ТМО-1.

Таким образом, наклеп в исследуемой стали хорошо проявляется при деформации как при 450 °С, так и при 750 °С.

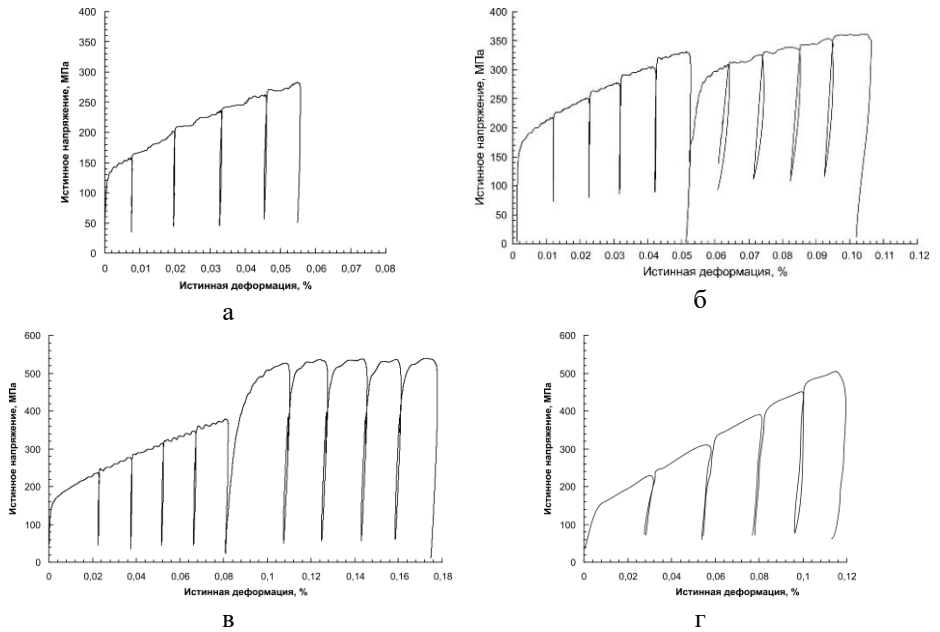


Рисунок 9 – Кривые «напряжение – деформация» для разных схем ТМО при растяжении: а – ТМО-1; б – ТМО-2; в – ТМО-3; г – ТМО-4

Таблица 2. Количественные характеристики механических свойств стали с РАПЭ в процессе ТМО по схеме растяжения

Номер цикла	ТМО-1		ТМО-2		ТМО-3		ТМО-4	
	S_{max} , МПа	e за цикл, %	S_{max} , МПа	e за цикл, %	S_{max} , МПа	e за цикл, %	S_{max} , МПа	e за цикл, %
450 °С								
1	-	-	217	1,0	234	2,0	-	-
2	-	-	250	1,0	274	1,4	-	-
3	-	-	277	0,8	313	1,4	-	-
4	-	-	305	1,0	345	1,4	-	-
5	-	-	330	0,9	377	1,4	-	-
750 °С								
1	158	0,8	252	1,0	526	2,0	218	1,8
2	202	1,3	303	1,0	535	1,7	301	1,8
3	236	1,3	330	0,9	537	1,8	377	1,8
4	257	0,8	345	0,9	537	1,6	444	1,9
5	283	0,9	361	0,9	540	1,4	502	1,9

Иное поведение стали наблюдается при реализации схемы ТМО-3 с промежуточным охлаждением до комнатной температуры после деформации

при температуре 450 °С, с последующим быстрым (100 °С/с) нагревом до 750 °С. В этом случае уже на первом цикле деформации при 750 °С уровень упрочнения ($S_{\max} = 526$ МПа) значительно превышает уровень упрочнения, достигнутый на последнем цикле в процессе деформации при 450 °С ($S_{\max} = 377$ МПа, см. таблицу 2). При последующих 4-х циклах деформации при 750 °С уровень упрочнения слабо повышается до 540 МПа (показатель деформационного упрочнения $n = 0,02$). Таким образом, предварительная деформация при 450 °С с последующим охлаждением до комнатной температуры и быстрым нагревом до 750 °С усиливает и стабилизирует состояние горячего наклепа при деформации при 750 °С (рис. 9в).

Без предварительной деформации при 450 °С (ТМО-4), упрочнение стали в процессе циклической деформации при 750 °С достигает 502 МПа, что меньше (на 8 %), чем для схемы ТМО-3 с предварительной деформацией при 450 °С (рис. 9г и таблица 1).

Таким образом, полученная в ходе деформации при 450 °С степень наклепа усиливается при последующей деформации при температуре 750 °С. Полученный эффект горячего наклепа обеспечит повышение прочности инструмента непосредственно в процессе горячего прессования. Это позволит использовать его для эффективного управления ресурсом штампового инструмента.

В пятой главе приведены результаты исследования природы упрочнения и механизмов, влияющих на горячий наклеп в штамповой стали. Поведение стали при горячей деформации изучали в процессе ТМО по схеме сжатия, имитирующей реальный процесс штамповки, с учетом результатов, полученных по схеме растяжения (Глава 4). Использовали схемы ТМО-1, ТМО-2, ТМО-3, ТМО-4, приведенные на рис. 1, а также схемы ТМО-5, ТМО-6, ТМО-7, ТМО-8, приведенные на рис. 10. Примеры кривых «напряжение-деформация», полученных для разных схем ТМО, приведены на рис. 11.

При реализации схемы ТМО-1 по схеме сжатия, также как и по схеме растяжения, в процессе деформации при 750 °С наблюдается существенное упрочнение стали – S_{\max} повышается с 228 до 385 МПа (таблица 3). При реализации схемы ТМО-2 многократная (5 циклов) пластическая деформация при 450 °С обеспечивает существенное упрочнение аустенита – максимальное напряжение цикла S_{\max} повышается с 257 до 456 МПа (в 1,8 раз). При этом в отличие от схемы растяжения, при использовании схемы сжатия достигнутый при 450 °С уровень упрочнения сохраняется на первом цикле последующей деформации при 750 °С и усиливается при последующих 4-х циклах – S_{\max} повышается до 490 МПа (на 7 %). Таким образом, степень наклепа, полученная после деформации при 450 °С сохраняется при нагреве до 750 °С и усиливается

в ходе деформации при этой температуре.

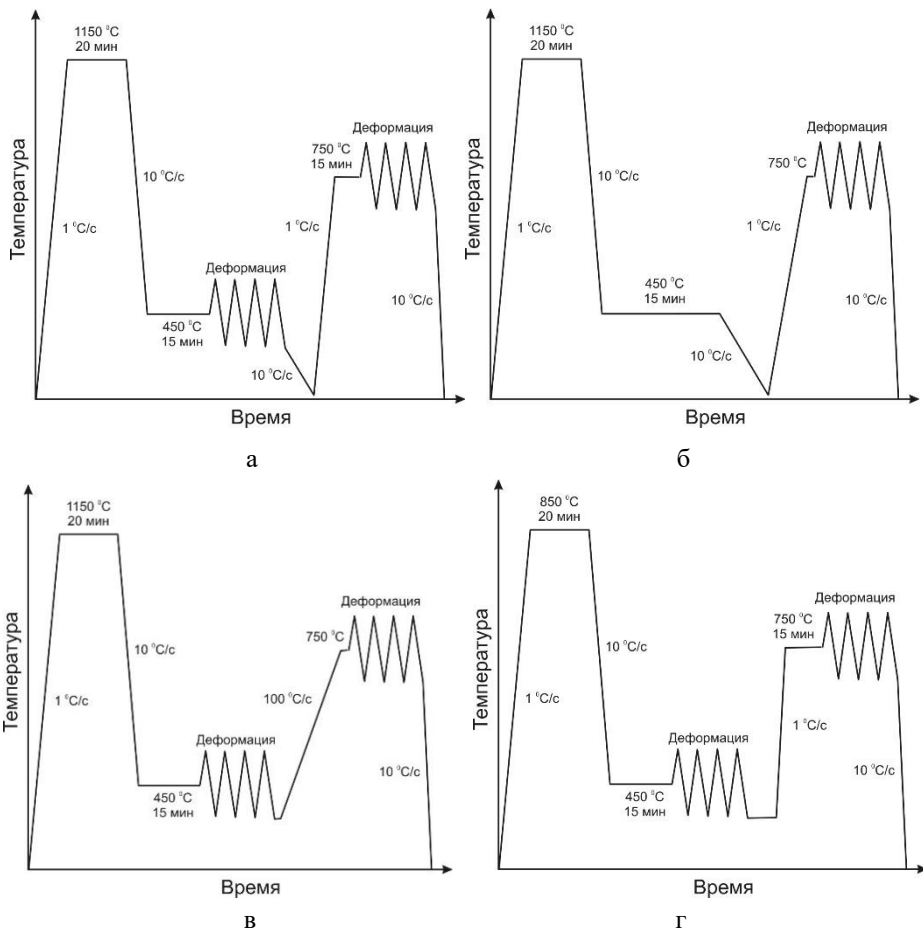


Рисунок 10 – Диаграммы ТМО: а – ТМО-5; б – ТМО-6; в – ТМО-7; г – ТМО-8

При реализации схемы ТМО-7, когда после деформации при 450 °С осуществляли быстрый нагрев (100 °С/с) до температуры 450 °С с последующей немедленной деформацией, прочность стали сначала понижалась до $S_{\max} = 379$ МПа (на первом цикле), а при последующих 4-х циклах деформации повышалась до 469 МПа.

Иной характер упрочнения стали наблюдается при реализации схемы ТМО-5 с промежуточным охлаждением до комнатной температуры после

деформации при температуре 450 °С, с последующим медленным (1 °С/с) нагревом до 750 °С и выдержкой при этой температуре в течение 15 минут. В этом случае уже на первом цикле деформации при 750 °С достигается уровень упрочнения $S_{\max} = 511$ МПа, что на 10 % выше уровня, достигнутого на последнем цикле в процессе деформации при 450 °С. При последующих 4-х циклах деформации при 750 °С уровень упрочнения заметно не меняется.

Таблица 3 – Количественные характеристики механических свойств стали с РАПЭ в процессе ТМО по схеме сжатия

Режим ТМО	T, °С	Номер цикла									
		1		2		3		4		5	
		S_{\max} , МПа	e за цикл, %	S_{\max} , МПа	e за цикл, %	S_{\max} , МПа	e за цикл, %	S_{\max} , МПа	e за цикл, %	S_{\max} , МПа	e за цикл, %
ТМО-1	450	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	750	228	2,0	282	2,0	322	2,0	357	1,8	385	1,8
ТМО-2	450	257	1,9	321	1,8	374	1,7	419	1,6	456	1,6
	750	461	1,8	476	1,8	483	1,8	490	1,8	494	1,7
ТМО-3	450	257	1,9	320	1,8	370	1,7	417	1,6	467	1,6
	750	656	1,5	660	1,4	657	1,4	654	1,3	651	1,3
ТМО-4	450	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	750	432	1,6	454	1,6	471	1,6	484	1,6	495	1,5
ТМО-5	450	263	2,0	328	1,9	379	1,8	423	1,7	463	1,7
	750	511	1,6	518	1,4	520	1,4	519	1,3	516	1,3
ТМО-6	450	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	750	361	1,6	409	1,6	442	1,6	474	1,6	503	1,5
ТМО-7	450	235	2,0	304	1,8	358	1,7	401	1,6	442	1,6
	750	379	1,6	407	1,5	430	1,4	450	1,4	469	1,4
ТМО-8	450	500	1,6	571	1,6	621	1,4	657	1,4	686	1,4
	750	421	1,5	418	1,5	414	1,3	412	1,3	409	1,4

Таким образом, предварительная деформация при 450 °С с последующим охлаждением до комнатной температуры и медленным нагревом до 750 °С стабилизирует состояние горячего наклепа при последующей деформации при 750 °С. В отсутствие предварительной деформации при 450 °С (ТМО-4) не наблюдается стабилизации состояния горячего наклепа в процессе деформации при 750 °С. Происходит горячее упрочнение и S_{\max} повышается с 432 до 495 МПа, что ниже на 5 %, чем при обработке с предварительной деформацией при 450 °С.

Максимальный уровень упрочнения при 750 °С можно существенно

повысить, используя схему ТМО-3. Она отличается от схемы ТМО-5 быстрым (100 °C/c) нагревом до 750 °C после деформации при температуре 450 °C и охлаждения до комнатной температуры. В этом случае уже на первом цикле деформации при 750 °C достигается уровень упрочнения $S_{\max} = 656$ МПа, что на 40 % превышает упрочнение, достигнутое на последнем цикле деформации при 450 °C. При последующих 4-х циклах деформации при 750 °C уровень упрочнения остается практически неизменным. Таким образом, предварительная деформация при 450 °C с последующим охлаждением до комнатной температуры и быстрым нагревом до 750 °C усиливает и стабилизирует состояние горячего наклепа при последующей деформации при 750 °C (при этом S_{\max} для схемы сжатия на 20 % выше, чем для схемы растяжения).

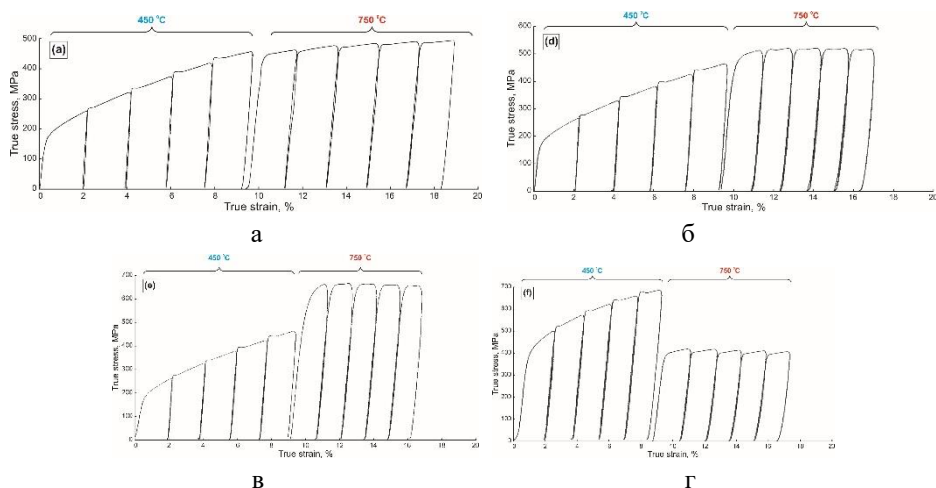
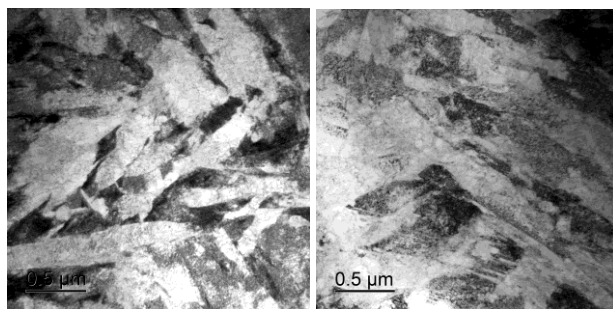


Рисунок 11 – Кривые «напряжение – деформация» для разных схем ТМО при сжатии: а – ТМО-2; б – ТМО-5; в – ТМО-3; г – ТМО-8

Понижение температуры аустенизации с 1150 до 850 °C (ТМО-8) приводит к большему максимальному упрочнению в процессе многократной деформации при 450 °C: S_{\max} повышается с 500 до 686 МПа (в 1,4 раз). Однако в отличие от схем ТМО с температурой аустенизации с 1150 °C, в процессе последующей деформации при 750 °C происходит существенное уменьшение уровня упрочнения: на первом цикле деформации при 750 °C уровень упрочнения ($S_{\max} = 421$ МПа), что почти на 40 % ниже достигнутого деформацией при 450 °C. При следующих четырех циклах деформации

наблюдается дальнейшее разупрочнение: S_{\max} уменьшается до 409 МПа. Таким образом, температура аустенизации 850 °С не обеспечивает состояния горячего наклепа в исследуемой стали.

Для выявления механизмов, обеспечивающих горячее упрочнение стали, были проведены детальные исследования структурно-фазовых превращений в исследуемой стали в процессе ТМО методом ПЭМ. Сформированную в ходе ТМО дислокационную субструктуру стали фиксировали при ускоренном охлаждении образцов до комнатной температуры. После аустенизации при 1150 °С, деформации при 450 °С и охлаждения до комнатной температуры на ПЭМ-изображениях стали наблюдается структура бейнита различной морфологии с участками мартенсита и остаточного аустенита с большой плотностью дислокаций (рис. 12). После последующего медленного нагрева до температуры 750 °С, выдержки, деформации и охлаждения до комнатной температуры в структуре стали выявлены дисперсные частицы, а плотность дислокаций увеличилась (рис. 13). Согласно ПЭМ с EDS, эти частицы являются фазами Лавеса и сложными карбидами на основе тугоплавких металлов: Nb, Mo, Ti и V.



а

б

Рисунок 12 – Микроструктура стали с РАПЭ после аустенизации при 1150 °С, деформации при 450 °С и охлаждения до комнатной температуры

Согласно полученным результатам, основным фактором, влияющим на наличие/отсутствие горячего наклепа в исследуемой стали является температура аустенизации. Согласно дилатометрическим исследованиям, в процессе нагрева до 1150 °С сталь претерпевает $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение и полностью переходит в аустенитное состояние. При этом происходит растворение карбидов и интерметаллидов, присутствовавших в исходном состоянии стали (кроме

наиболее труднорастворимых фаз). Это приводит к обогащению аустенита легирующими элементами и стабилизации переохлажденного аустенита. За счет этого при последующем охлаждении до 450 °С сталь сохраняет аустенитную структуру, и пластическая деформация происходит в полностью аустенитном состоянии. Очевидно, что наблюдаемая после аустенизации при 1150 °С, деформации при 450 °С и охлаждения до комнатной температуры дислокационная структура стали унаследована α -фазой (бейнитом) от горячедеформированного аустенита.

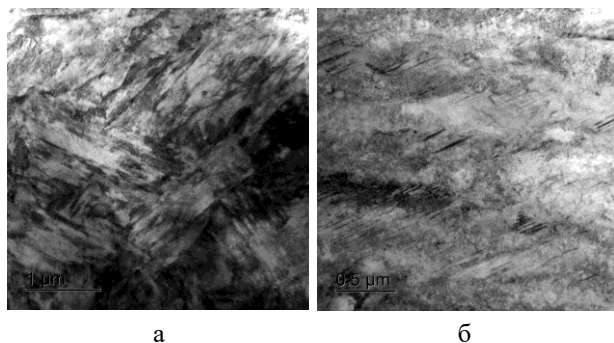


Рисунок 13 – Микроструктура стали с РАПЭ после аустенизации при 1150 °С, деформации при 450 и 750 °С и охлаждения до комнатной температуры (ТМО-1)

После аустенизации при 1150 °С, деформации при 450 °С, охлаждения, быстрого нагрева до 750 °С, деформации и охлаждения до комнатной температуры наблюдается субструктура бейнита с участками мартенсита и остаточного аустенита, с большой плотностью дислокаций и многочисленными дисперсными частицами и нанокластерами размером менее 5 нм (рис. 14).

Проявление горячего наклепа при температуре 750 °С в исследуемой стали свидетельствует о стабилизации дислокационной субструктуры после деформирования при нагреве и о задержке процессов полигонизации и динамической рекристаллизации. Об этом свидетельствуют ПЭМ-изображения структуры, полученные после охлаждения до комнатной температуры с температуры 750 °С (рис. 13 и 14).

Стабилизация дислокационной структуры при температуре 450 °С возможна за счет примесных атомов тугоплавких элементов (или их сегрегаций) в сильно легированном аустените. Для этого они должны быть равномерно распределены в объеме стали, а среднее расстояние между ними должно быть

меньше величины средней длины свободного пробега дислокаций. Наличие таких примесных атомов обеспечивается комплексным легированием штамповой стали с РАПЭ.

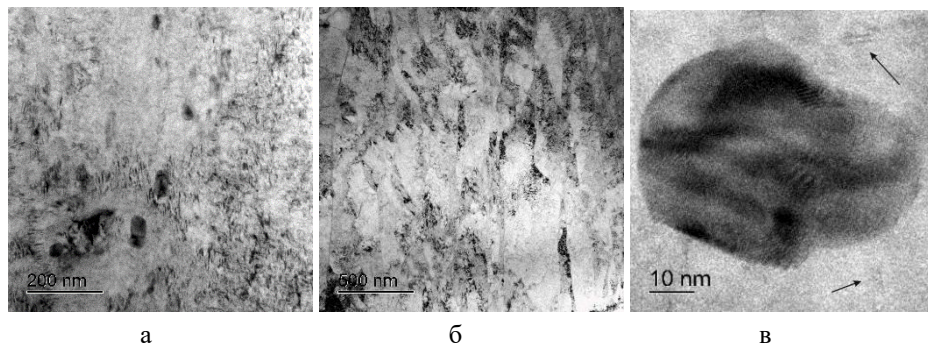


Рисунок 14 – Микроструктура стали с РАПЭ после аустенизации при 1150 °С, деформации при 450 °С, охлаждения, быстрого нагрева до 750 °С, деформации и охлаждения до комнатной температуры (ТМО-3) (ПЭМ): а, б – участки микроструктуры; в – нанофазные частицы и нанокластеры указаны стрелками)

Можно предположить, что выявленные в структуре наноразмерные фазы Лавеса устойчивы к растворению и коагуляции при нагреве до температуры 750 °С и оказывают положительное влияние на устойчивость наклепанного при температуре 450 °С состояния к последующим нагревам. Факт снижения уровня упрочнения при отсутствии выдержки перед деформацией указывает на то, что выделение упрочняющих фаз происходит в процессе выдержки перед деформацией при 750 °С.

Напротив, снижение температуры аустенизации с 1150 до 850 °С не обеспечивает растворение всех вторых фаз и обогащения аустенита легирующими элементами до необходимого уровня. Это приводит к частичному распаду аустенита при его охлаждении до температуры 450 °С и не способствует сохранению упрочненного состояния при последующих нагревах на более высокие температуры. Таким образом, влияние температуры аустенизации на горячий наклеп заключается в стабилизации переохлажденного аустенита и в возможности выделения упрочняющих фаз в процессе ТМО.

Помимо этого, промежуточное охлаждение с температуры 450 °С до комнатной температуры с последующим нагревом до температуры 750 °С оказывает существенное влияние на горячий наклеп, а именно приводит к его

стабилизации независимо от скорости нагрева. Увеличение скорости нагрева с 1 до 100 °С/с вызывает дополнительное повышение уровня прочности стали при 750 °С.

По данным рентгеновского фазового анализа, после деформации при 450 °С и охлаждения до комнатной температуры в структуре стали присутствует не более 15 % аустенита. Поэтому в случае быстрого нагрева (который препятствует полному $\alpha \rightarrow \gamma$ превращению), последующая деформация при 750 °С осуществляется в двухфазной ($\alpha + \gamma$) области. Деформация в двухфазной ($\gamma + \alpha$)-области способствует большему максимальному упрочнению стали по сравнению с деформацией в однофазной γ -области. В этом случае увеличение количества упрочняющих фаз в структуре (рис. 14) может объясняться влиянием деформации на процесс выделения этих фаз. В случае медленного нагрева, очевидно, успевает пройти $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение, и деформация при 750 °С осуществляется в полностью аустенитном состоянии. При этом вклад в упрочнение вносит фазовый наклеп от $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения.

Таким образом, можно выделить следующие механизмы горячего наклепа в стали с РАПЭ (рис. 15):

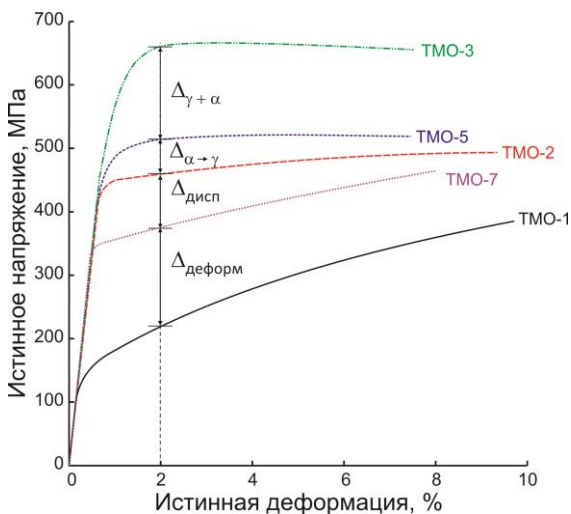


Рисунок 15 – Вклад различных механизмов в горячее упрочнение стали при температуре 750 °С (для истинной деформации 2 %)

(1) деформационное и дисперсионное упрочнение аустенита при температурах 450 и 750 °С ($\Delta_{\text{дисп}}$ и $\Delta_{\text{деформ}}$, соответственно, на рис. 15);

(2) фазовый наклеп при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении, реализуемый при охлаждении до комнатной температуры после деформации при 450 °С и медленном нагреве до температуры 750 °С, обеспечивающее стабилизацию наклепанного состояния ($\Delta_{\alpha \rightarrow \gamma}$ на рис. 15);

(3) деформация в двухфазной ($\gamma + \alpha$)-области, реализуемая при охлаждении до комнатной температуры после деформации при 450 °С и быстром нагреве до температуры 750 °С, обеспечивающем дополнительное упрочнение наклепанного состояния ($\Delta_{\gamma + \alpha}$ на рис. 15).

Полученные результаты позволили количественно оценить вклад каждого из механизмов в упрочнение стали при рабочей температуре 750 °С (таблица 4).

Таблица 4. Вклад различных механизмов в горячее упрочнение стали при температуре 750 °С

Механизм	Вклад, %
Базовый уровень	0
Деформационное упрочнение	37
Дисперсионное упрочнение	19
Упрочнение при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения	13
Упрочнение при деформации ($\gamma + \alpha$)-структуры	31

*для степени деформации 2 %

Таким образом, при общей истинной деформации равной 2 % основной вклад в горячий наклеп стали с РАПЭ вносит деформационное упрочнение (31 % от общего вклада), а также упрочнение при деформации в двухфазной ($\alpha + \gamma$)-области (37 % от общего вклада), дисперсионное упрочнение (19 % от общего вклада) и упрочнение от $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения (13 % от общего вклада).

Выводы

1 Предложен режим разупрочняющей термической обработки штамповой стали с РАПЭ типа 4Х2Н3М2Г4ФТБ включающий: аустенизацию (1050 °С, 1 ч), длительную выдержку при температурах 330 – 450 °С для интенсивного выделения карбидных (интерметаллидных) фаз, двойного отжига при температурах 550 – 580 °С с выдержкой (25 + 25 ч) для их коагуляции и охлаждение с печью. Такая термическая обработка приводит к формированию структуры на основе феррита и обеспечивает снижение твердости штамповой стали до 32 HRC;

2 При температурах отпуска от 500 до 630 °С после изотермической выдержки в бейнитной области, когда количество вновь образующегося аустенита сравнительно мало, свойства стали определяются в основном структурными изменениями в бейнитных участках и ее твердость непрерывно понижается по мере повышения температуры отпуска. При более высоких температурах отпуска от 650 до 780 °С количество аустенита резко возрастает, и его последующий распад при охлаждении приводит к существенному повышению твердости стали;

3 Экспериментально показано явление горячего наклепа в стали с РАПЭ при температуре 750 °С при использовании жесткой схемы нагружения растяжением;

4 Установлены особенности поведения стали с РАПЭ при горячей деформации по схеме сжатия, имитирующей процесс штамповки:

- степень наклепа в стали, полученная после гомогенизации при температуре 1150 °С и циклической деформации при 450 °С, сохраняется и усиливается при последующей циклической деформации при 750 °С;

- гомогенизация при температуре 1150 °С, предварительная деформация при 450 °С с последующим охлаждением до комнатной температуры и быстрым нагревом на температуру деформации 750 °С усиливает и стабилизирует состояние горячего наклепа и способствует максимальному упрочнению стали при высоких температурах;

5 Выявлены механизмы, обеспечивающие упрочнение при горячей деформации стали с РАПЭ: деформационное упрочнение; дисперсионное упрочнение; фазовый наклеп при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении; упрочнение при деформации в двухфазной ($\gamma + \alpha$)-области, и проведена количественная оценка их отдельного вклада в общее упрочнение. Основной вклад в «горячий наклеп» стали с РАПЭ вносит деформационное упрочнение, а также упрочнение за счет деформации в двухфазной ($\alpha + \gamma$)-области;

6 Разработаны схемы деформационно-термической обработки, обеспечивающие максимальное упрочнение стали с РАПЭ при горячей деформации, что позволяет их использовать в качестве материала штампового инструмента для рабочих температур до 750 °С.

Список основных публикаций по теме диссертации

1. А.А. Кругляков, С.А. Никулин, С.О. Рогачев, Н.В. Лебедева, Г.А. Панова, **Хоан Суан Нгуен**, Е.В. Сериков. Влияние отжига на структуру и твердость штамповой стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации // *Металлы.*–2019.–№ 5.–С. 63-70 (Kruglyakov, S.A. Nikulin, S.O. Rogachev, N.V. Lebedeva, G.A. Panova, **Hoan Tuan Nguen**, E.V. Serikov. Effect of

Annealing on the Structure and the Hardness of Die Steel with a Controllable Austenitic Transformation during Operation // Russian Metallurgy (Metally).–V. 2019.–N. 9.–P. 894–900) (WoS, Scopus, BAK)

2. А.А. Кругляков, С.А. Никулин, С.О. Рогачев, Д.А. Козлов, А.П. Баранова, **Хоан Суан Нгуен**, Н.В. Лебедева, Г.А. Панова. Изменение структуры и твердости инструментальной стали для горячего прессования при нагреве после изотермической выдержки в бейнитной области // Материаловедение.–2020.–№ 1.–С. 13-17 (А.А. А.А. Kruglyakov, S.A. Nikulin, S.O. Rogachev, D.A. Kozlov, A.P. Baranova, **Hoan Xuan Nguyen**, N.V. Lebedeva, G.A. Panova. Variation of Structure and Hardness of Tool Steel for Hot Pressing upon Heating after Isothermal Holding in the Bainite Range // Inorganic Materials: Applied Research.–2020.–V. 11.–N. 4.–P. 936–940) (WoS, Scopus, BAK)

3. А.А. Krugljakow, S.A. Nikulin, S.O. Rogachev, **Hoan Xuan Nguyen**, N.V. Lebedeva, G.A. Panova. Hot-hardening phenomenon in die steel during thermomechanical processing // Materials Letters.–2020.–V. 266.–P. 127475 (WoS, Scopus, BAK)

Список основных публикаций в других изданиях и сборниках трудов научных конференций

1. А.А. Кругляков, С.А. Никулин, С.О. Рогачев, Н.В. Лебедева, Г.А. Панова, Суан Хоан Нгуен. Структура и твердость сталей с РАПЭ после отжига // Сб. трудов IX-ой Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» - ПРОСТ 2018. 24-26 апреля 2018 года, г. Москва, НИТУ "МИСиС". – М.: ООО «Студио-Принт», 2018.–С. 49

2. Кругляков А.А., Никулин С.А., Рогачев С.О., Козлов Д.А., Баранова А.П., Нгуен Хоан Суан, Лебедева Н.В., Панова Г.А. Влияние изотермической выдержки в бейнитной области и последующего нагрева на структуру и твердость инструментальной стали для горячего прессования // Физическое материаловедение : IX Международная школа с элементами научной школы для молодежи (Тольятти, 9-13 сентября 2019 года); Актуальные проблемы прочности : XI Международная конференция, посвященная 90-летию профессора М.А. Криштала (Тольятти, 9-13 сентября 2019 года) : сборник материалов / отв. ред. Д.Л. Мерсон. – Тольятти: Изд-во ТГУ, 2019.–С. 199

3. А.А. Кругляков, С.А. Никулин, С.О. Рогачев, А.П. Баранова, Х.С. Нгуен, Н.В. Лебедева, Г.А. Панова. Влияние термомеханической обработки на упрочнение инструментальной стали для горячего прессования // Научно-технический семинар «Бернштейновские чтения по термомеханической

обработке металлических материалов». Москва. 22-25 октября 2019 г. Сборник тезисов. – М: НИТУ «МИСиС», 2019.–С. 129-130

4. Кругляков А.А., Никулин С.А., Рогачев С.О., Хоан Суан Нгуен, Лебедева Н.В., Панова Г.А. Явление горячего наклепа в инструментальной штамповой стали в процессе термомеханической обработки // Фазовые превращения и прочность кристаллов: сб. тезисов XI Международной конференции (26 – 30 октября 2020 года, Черногоровка) / под ред. Б.Б. Страумала.–Черногоровка, 2020.–С. 96

5. Кругляков А.А., Никулин С.А., Рогачев С.О., Хоан Суан Нгуен, Лебедева Н.В., Панова Г.А. Стабилизация состояния горячего наклепа в Штамповой стали с РАПЭ в процессе термомеханической обработки // Сб. трудов X-ой Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» - ПРОСТ 2021. 21-23 апреля 2021 года, г. Москва, НИТУ "МИСиС". – М.: ООО «Студио-Принт», 2021.–С. 44