DOI: *10.25515/PMI.2018.2.153*

УДК 669.153.63

УСЛОВИЯ ПРОХОЖДЕНИЯ ДИФФУЗИОННОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА В СТАЛИ Cr–3Ni–Mo–V-КОМПОЗИЦИИ С ВЫСОКОЙ УСТОЙЧИВОСТЬЮ АУСТЕНИТА

В.В.ЦУКАНОВ, **Н.В.ЛЕБЕДЕВА**, **Ю.М.МАРКОВА**
Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени И.В.Горынина Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Санкт-Петербург, Россия

В работе исследовалась сталь бейнитного класса марки 10ХН3МФА, которая характеризуется повышенной склонностью к проявлению структурной наследственности в поковках больших сечений. Для образцов данной стали были проведены исследования кинетики протекания диффузионного превращения как при непрерывном охлаждении, так и в изотермических условиях, а также микроструктуры. Определено, что в диапазоне подкритических температур при охлаждении от 900°С в исследуемой стали происходит начальная стадия выделения ферритной фазы. Впервые показано, что диффузионное феррито-перлитное превращение затухает. Ранее считалось, что начавшееся превращение в изотермических условиях протекает до конца. Обнаружено, что превращение начинается сразу же с начала изотермической выдержки, без общепринятого инкубационного периода.

Ключевые слова: диффузионное превращение, дилатометрия, изотермическая выдержка, структурная наследственность, отжиг, предварительная термическая обработка

Как цитировать эту статью: Цуканов В.В. Условия прохождения диффузионного превращения аустенита в стали Cr–3Ni–Mo–V-композиции с высокой устойчивостью аустенита / В.В.Цуканов, Н.В.Лебедева, Ю.М.Маркова // Записки Горного института. 2018. Т. 230. С. 153-159. DOI: 10.25515/PMI.2018.2.153

Введение. В различных отраслях машиностроения – горнодобывающей, переработке горных пород, энергомашиностроении, судостроении – используются легированные стали для изготовления валов, крупногабаритных шестерен и других элементов агрегатов больших сечений [3, 10]. При этом, особенно для элементов конструкций и узлов повышенной прочности, применяются легированные стали повышенной прокаливаемости, в том числе Cr–3Ni–Mo–V-композиции. Эти стали, обеспечивая высокий уровень прочности и прокаливаемости, в разной степени склонны к проявлению структурной наследственности [12, 13], которая заключается в сохранении крупного наследственного зерна после цикла предварительной и окончательной термической обработки, и соответственно снижению характеристик пластичности и хладостойкости при пониженных температурах эксплуатации.

Для практики термической обработки крупных поковок с целью преодоления склонности к структурной наследственности (СН) необходимо на ранних стадиях термообработки, последующей после ковки, проводить операцию отжига для получения структуры феррито-перлитного типа. Для сталей с низкой устойчивостью аустенита получить такую структуру можно существующими технологическими процессами [15]. Получение структуры феррито-перлитного типа в сталях повышенной легированности вызывает трудности из-за повышенной устойчивости аустенита к превращению в диффузионной области.

Отсутствие данного типа превращения или его длительная задержка приводят к осложнению в получении качественной структуры и высокого комплекса механических свойств [13, 16] в следующих основных направлениях:

1) получение разно- и крупнозернистой структуры, даже после окончательной термической обработки, что связано с большой склонностью к структурной наследственности структур упорядоченного типа;

2) возможное повышенное содержание водорода и, как следствие, флокенообразование;

3) пониженные характеристики пластичности и характеристики сопротивления хрупкому разрушению.

Методика исследования и анализ результатов. В работе исследовалась сталь бейнитного класса марки 10ХН3МФА. В сталях данного класса, а также сходного типа легирования, в крупногабаритных поковках возникает проблема структурной наследственности из-за длительных высокотемпературных нагревов, возникающих при ковке, повышенной температуре окончания ковки, и сложности в достижении диффузионного превращения аустенита на стадии отжига [16]. В крупных поковках при неравномерной деформации при различных температурах с несколькими выносами и нагревами до 1200-1240 °С естественно появляется разнозернистость. После ковки по циклу производства следует предварительная термическая обработка (ПТО),

DOI: 10.25515/PMI.2018.2.153

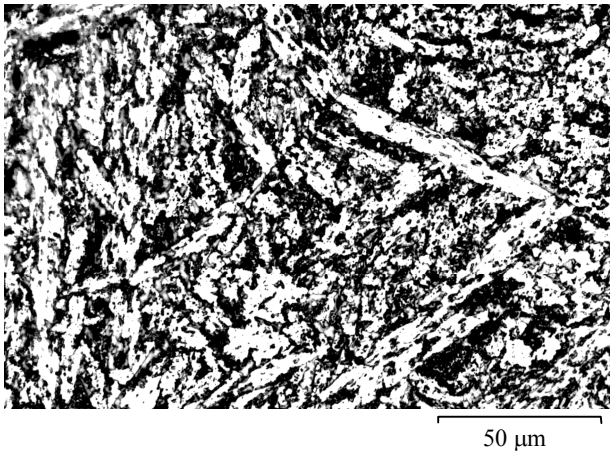


Рис.1. Микроструктура исследуемой стали после перегрева. Увеличение 500^x

сочетающая в себе обычно однократный или многократные нагревы выше A_{C3}, реже – изотермическая выдержка и отпуск.

В соответствии с положениями, разработанными в [4, 16] об эффективности применения изотермического отжига для получения более дисперсной структуры, была проделана данная работа. Для расширения информации по применению изотермического отжига для стали с повышенной устойчивостью аустенита проведено это исследование. Цель работы – определение условий получения феррито-перлитной структуры в стали Cr–3Ni–Mo–V-композиции с высокой устойчивостью аустенита, в которой наблюдается по общепринятым представлениям только бейнитое и мартенситное превращения.

Для моделирования крупнозернистой структуры поковки образцы исследуемой стали подверглись перегреву при температуре 1200 °С с выдержкой 20 мин и последующим охлаждением в печи.

В результате перегрева в стали получена видманштеттова структура бейнита (рис.1). Известно [4], что в сталях, имеющих кристаллографически упорядоченную структуру, в частности видманштеттову, крупное зерно восстанавливается в результате нагрева до температур выше A_{C3} при значении скорости нагрева менее 10 °С/мин. Нагрев крупногабаритных поковок при проведении операции термической обработки проводится со скоростью не более 2-3 °С/мин и, следовательно, исправления крупнозернистой структуры не происходит. Известно [13, 16], что прослеживается четкая взаимосвязь между структурно-фазовым составом в исходном состоянии и получаемой структурой после термической обработки. Степень склонности к структурной наследственности оценивается чаще всего устойчивостью к диффузионному превращению при образовании кристаллографически упорядоченных структур мартенсита, бейнита или их смеси в различном состоянии. Наиболее эффективным для крупных поковок путем преодоления склонности к СН является отжиг на получение структур феррито-перлитного типа, входящий в состав ПТО (предварительной термической обработки), ПФО (противофлокенной термической обработки). При этом в обоих случаях основной задачей является получение структур наиболее стабильного состава – высокоотпущенных состояний или продуктов диффузионного превращения аустенита. Поэтому определение температурных условий и кинетики превращения аустенита для стали модельного состава с достаточно высокой устойчивостью аустенита являлось важной задачей работы (рис.2).

Дилатометрические исследования при нагреве и охлаждении проводились на высокоскоростном деформационно-закалочном дилатометре Dil 805 A/D, дилатометрические исследования при изотермических выдержках – на дилатометре DIL 402 C, расчет температурно-временных характеристик превращения выполнялся в программе Proteus Analysis, исследования микроструктуры были проведены на инвертированном микроскопе Axio Observer.A1m, количественный анализ микроструктуры методами цифровой металлографии [2, 9, 12, 14] был выполнен в программе Clemex Vision Pro. Травление образцов осуществлялось в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты [8].

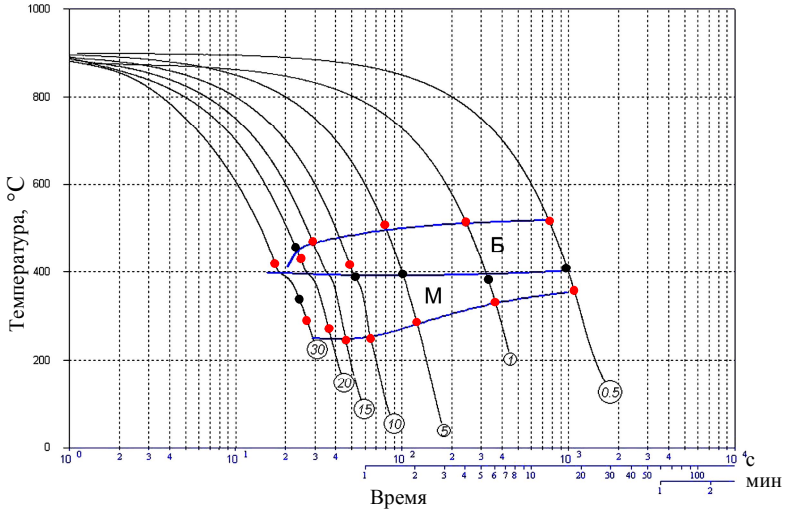


Рис.2. Термокинетическая диаграмма для стали 10ХН3МФА
Цифры в кружках – скорость охлаждения

При нагреве со скоростью 6 °С/мин были определены критические точки для данной стали:

DOI: *10.25515/PMI.2018.2.153*

A_{C1} = 730 °C и A_{C3}=810 °C. Была построена термокинетическая диаграмма превращения аустенита при охлаждении от 900 °C (рис.2). Из рисунка видно, что в данной стали во всем диапазоне температур охлаждения при скорости более 0,5 °C/с диффузионного превращения при непрерывном охлаждении не происходит.

Следовательно, добиться протекания диффузионного превращения при непрерывном охлаждении сложно. Для определения условий возможного протекания диффузионного превращения были проведены дополнительные исследования. Сталь нагревали до аустенитного состояния (900 °C), затем охлаждали до подкритических температур и выдерживали при этих температурах в соответствии со схемой эксперимента (рис.3).

Исследование превращений в стали марки 10ХН3МФА с изотермической выдержкой при температурах 560 и 680 °C показало (рис.4, *а*, *б*), что диффузионное превращение при этих температурах наблюдается в малых объемах, при изотермической выдержке при температуре 560 °C оно нестабильное. Начальная стадия феррито-перлитного превращения при изотермической выдержке при температуре 680 °C происходит с первоначальным выделением феррита в период ≈300 мин, далее диффузионное превращение затухает. Основное превращение при обеих температурах происходит в бейнитной области при охлаждении образца.

Исследование превращений в стали 10ХН3МФА с изотермической выдержкой при температурах 600 и 640 °C показало, что основное превращение при этих температурах происходит в диффузионной области, при длительной изотермической выдержке происходит оно не полностью (рис.4, *в*), а при охлаждении материал также претерпевает превращение в бейнитной области.

Диффузионное превращение характеризуется (рис.4, *в*) практически полным отсутствием инкубационного периода до начала выделения α-фазы и дальнейшим нестабильным процессом превращения. Всплеск интенсивности превращения по времени 1150-1200 мин, по-видимому, связан с концентрацией углерода в аустените, способствующей возможности прохождения перлитного превращения после начальной фазы выделения феррита.

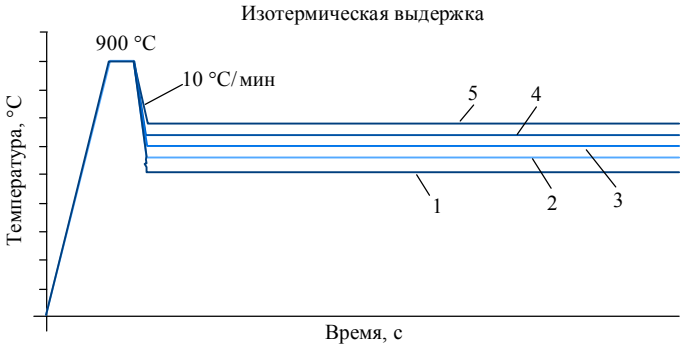


Рис.3. Схема эксперимента
1 – 480 °C; 2 – 560 °C; 3 – 600 °C; 4 – 640 °C; 5 – 680 °C

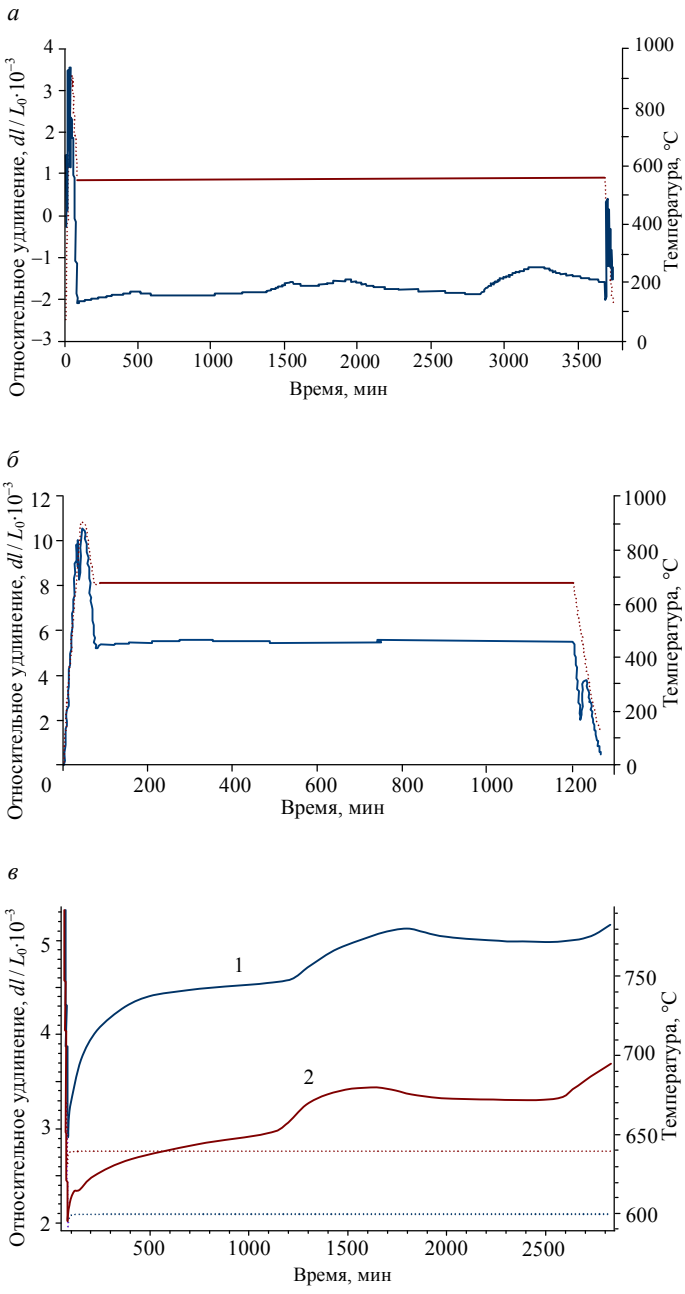


Рис.4. Превращения в стали марки 10ХН3МФА при изотермической выдержке при температуре:
а – 560 °C; *б* – 680 °C; *в* – 600 °C (1) и 640 °C (2)

DOI: 10.25515/PMI.2018.2.153

а *б*

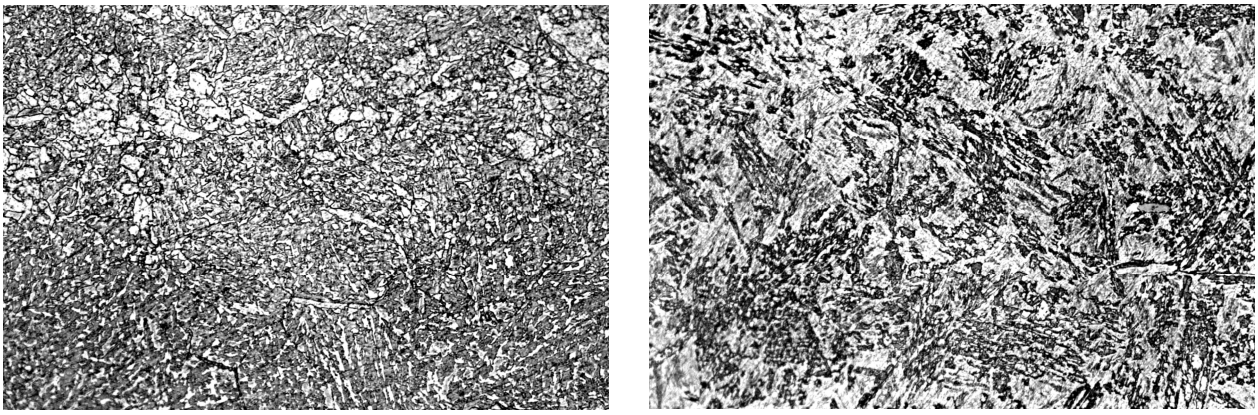
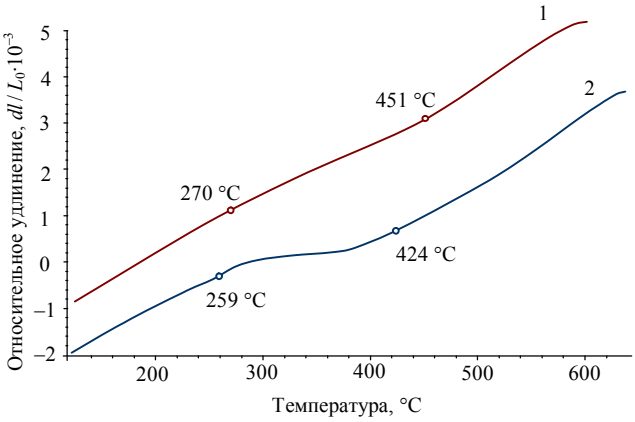


Рис.5. Микроструктура образцов стали после изотермической выдержки при температуре 560 °С (*а*) и 680 °С (*б*)

Из рис.4, *в* видно, что при изотермической выдержке при температуре 600 °С диффузионное превращение уже на начальной стадии протекает с большей скоростью, чем при температуре 640 °С.

Микроструктурные исследования показали, что после изотермической выдержки при температуре 680 °С и охлаждения образуется игольчатая бейнитно-мартенситная структура с небольшим содержанием ферритной фазы (< 3 %), а получившаяся структура после изотермической выдержки при температуре 560 °С и охлаждения – бейнит с небольшим содержанием феррита (рис.5). Скорее всего, этот характер превращения подтверждает тот факт, что слабо идущее превращение при 680 °С находится вблизи точки Ar_3, а превращение при 560 °С находится вблизи нижней границы точки Ar_1. Такой характер дилатометрической кривой говорит о том, что процесс не затрагивает зону потенциального диффузионного превращения (проходит по ее верхней или нижней границе). Этим и объясняется слабая интенсивность и только начальная фаза диффузионного превращения.

а



Температуры начала и конца превращения, протекающего при охлаждении после выдержки, показаны на дилатометрических кривых (рис.6, *а*).

б

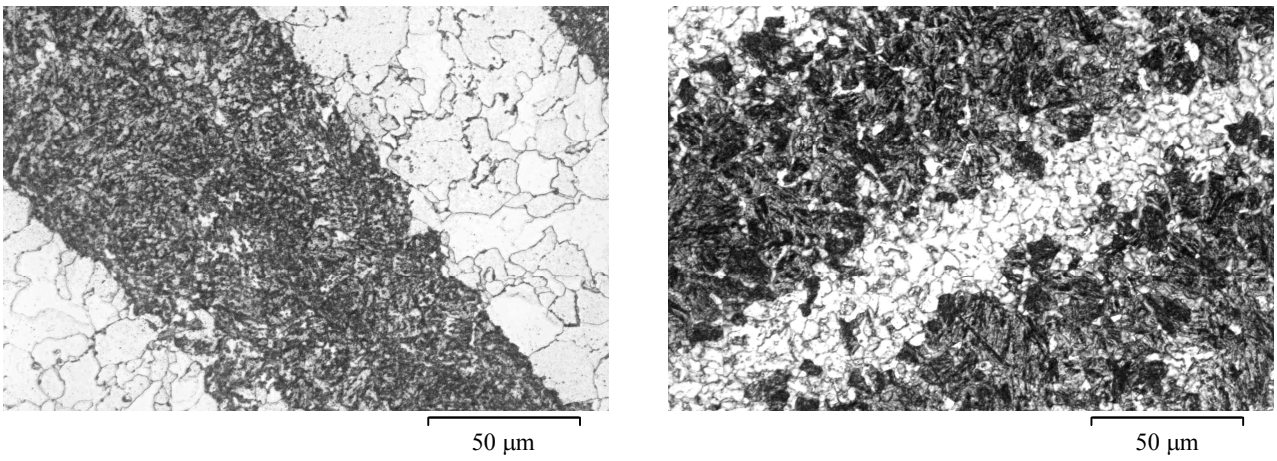


Рис.6. Превращение, протекающее при охлаждении после изотермической выдержки при температуре 600 °С (1) и 640 °С (2):

а – дилатометрическая кривая; *б* – микроструктура образцов: 600 °С (слева); 640 °С (справа)

DOI: 10.25515/PMI.2018.2.153

Анализ кривых охлаждения показал, что превращение при охлаждении в обоих образцах, как после изотермической выдержки при температуре 600 °С, так и при температуре 640 °С начинается в бейнитной области, а заканчивается уже в мартенситной. При сравнительном анализе двух дилатометрических кривых видно, что после изотермической выдержки при температуре 640 °С превращение при охлаждении происходит в большем объеме. Следовательно, при температуре изотермической выдержки 600 °С диффузионное превращение происходит в большем объеме, чем при температуре 640 °С.

Микроскопический анализ показал, что после изотермических выдержек при температурах 600 и 640 °С образуется смешанная структура с ферритными и бейнитно-мартенситными областями (рис.6, *б*).

По результатам микроструктурного количественного анализа образцов также видно, что после изотермической выдержки при температуре 600 °С содержание ферритной фазы ≈40 %, а при температуре 640 °С ≈ 20 %

В соответствии со схемой эксперимента также было проведено исследование превращений в стали марки 10ХН3МФА с изотермической выдержкой при $t = 480$ °С (рис.7).

Исследование превращений в стали марки 10ХН3МФА с изотермической выдержкой при $t = 480$ °С показало (рис.8), что при охлаждении от температуры 900 °С перед изотермической выдержкой происходит превращение, температурно-временные характеристики которого показывают, что это превращение не феррито-перлитное, а бейнитное.

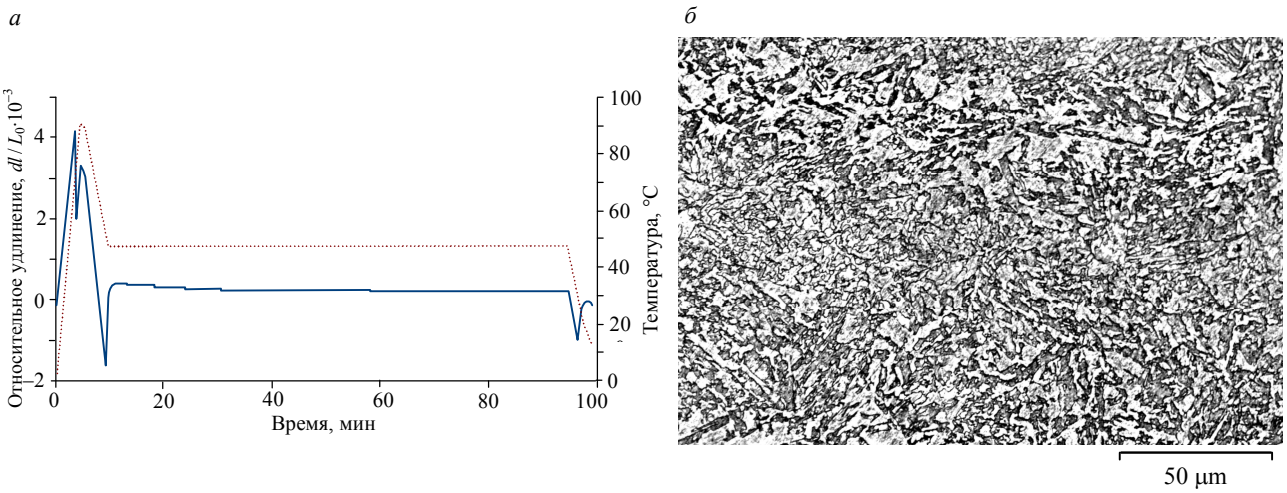


Рис.7. Превращения в стали марки 10ХН3МФА при изотермической выдержке при температуре 480 °С:
а – дилатометрическая кривая; *б* – микроструктура образцов

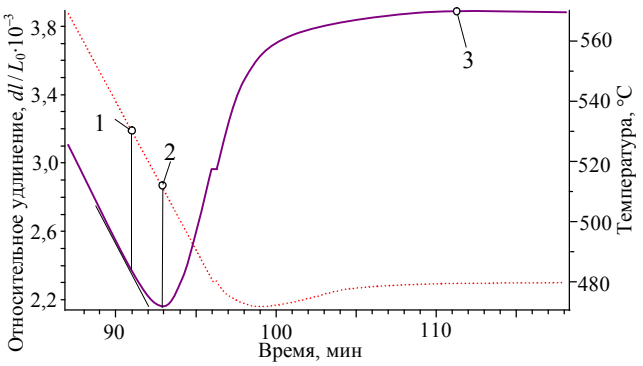


Рис.8. Бейнитное превращение во время охлаждения перед изотермической выдержкой при температуре 480 °С
1 – 91,1 мин, 530 °С; 2 – 92,9 мин, 512 °С; 3 – 111,3 мин

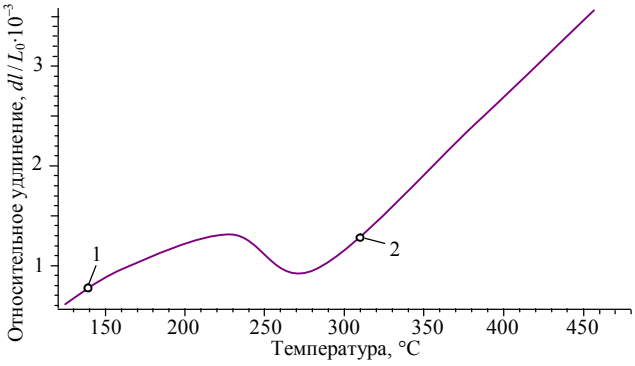


Рис.9. Превращение во время охлаждения после изотермической выдержки при 480 °С
1 –138,5 °С; 2 – 310 °С

Из графика (рис.8) видно, что при непрерывном охлаждении промежуточное превращение начинается при температуре 530 °С, а заканчивается уже во время изотермической выдержки при температуре 480 °С. Превращение проходит ≈ 17 мин. Перегиб при температуре 512 °С соответствует наивысшей интенсивности превращения, далее при изотермической выдержке оно затухает и возобновляется при дальнейшем охлаждении (см.рис.7, рис.9).

В исследованном образце происходит превращение при охлаждении в области более низких температур (рис.9) – образуются структуры нижнего бейнита и мартенсита, что подтверждает микроструктурный анализ (см.рис.7, *б*).

Анализ результатов исследования показал, что в исследуемой стали, которая является сталью с повышенной устойчивостью аустенита, протекание диффузионного превращения отсутствует как в условиях непрерывного охлаждения, так и при изотермической выдержке при 480 °С.

Выводы

1. В диапазоне подкритических температур при охлаждении от 900 °С в стали марки 10ХН3МФА протекает начальная стадия выделения ферритной фазы. Этот период является подготовительным при температуре изотермической выдержки 600 и 640 °С, после которого происходит непосредственно А → Ф + П-превращение.

2. Впервые показано, что диффузионное А →Ф + П-превращение затухает. Ранее [11, 12] считалось, что начавшееся превращение в изотермических условиях протекает до конца. Обнаружено, что превращение начинается сразу же с начала изотермической выдержки, без общепринятого инкубационного периода, как показано в существующих диаграммах изотермического распада аустенита, в том числе и для сталей меньшей степени легирования. При построении стандартных изотермических диаграмм превращения аустенита скорость охлаждения достаточно велика (50-100 °С/с), за время охлаждения не успевают пройти подготовительные процессы перераспределения в аустените, поэтому наблюдается инкубационный период, который в сталях мартенситного класса может длиться более суток. Сравнение с полученными результатами показывает необходимость моделирования скоростей охлаждения при построении диаграмм, коррелирующих с реальными скоростями режимов термообработки. При таком построении можно полагать соответствие исследуемого характера превращения аустенита реальным условиям термообработки.

3. В меньшей степени этот процесс наблюдается при температуре изотермической выдержки 560 и 680°С, так как эти температуры находятся ниже и выше температуры потенциально возможного диффузионного превращения.

4. Объемные эффекты начальных стадий превращения весьма малы, что связано с низким содержанием углерода в исследуемой стали.

5. Температура изотермической выдержки 480 °С находится значительно ниже области диффузионных превращений и, естественно, при охлаждении до этой температуры происходит бейнитное превращение, которое не происходит при изотермической выдержке и возобновляется при охлаждении. Применение такого режима не подходит для решения поставленных задач.

Благодарность. *Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием «Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов» НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей» при финансовой поддержке Минобрнауки в рамках соглашения № 14.595.21.0004. Уникальный идентификатор RFMEFI59517X0004.*

ЛИТЕРАТУРА

1. *Барахтин Б.К.* Металлы и сплавы. Анализ и исследование. Физико-аналитические методы исследования металлов и сплавов. Неметаллические включения: Справочник / Б.К.Барахтин, А.М.Немец. СПб: НПО «Профессионал», 2006. 490 с.

2. *Брандон Д.* Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля / Д.Брандон, У.Каплан. М.: Техносфера, 2004. 384 с.

3. *Гольдштейн М.И.* Специальные стали / М.И.Гольдштейн, С.В.Грачев, Ю.Г.Векслер. М.: Металлургия, 1985. 408 с.

DOI: *10.25515/PMI.2018.2.153*

4. *Дурынин В.А.* Усовершенствование режимов предварительной термической обработки поковок из теплоустойчивых сталей композиций Cr–4Ni–Mo-V и Cr–Mo-V и рекомендации по окончательной термической обработке/ В.А.Дурынин, В.В.Цуканов // Вопросы материаловедения. 2009. № 3 (59). С.85-95.

5. *Дьяченко С.С.* Влияние особенностей строения исходной структуры на фазовые превращения и свойства стали при термической обработке // МиТОМ. 1987. № 10. С. 2-4.

6. *Дьяченко С.С.* Об ориентированном γ→α-превращении в отожженных сталях / С.С.Дьяченко, Н.В.Дощечкина, А.М.Петриченко // Известия вузов. Серия: Черная металлургия. 1971. № 11. С. 162-165.

7. *Дьяченко С.С.* Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. М.: Металлургия, 1982. 128 с.

8. *Коваленко В.С.* Металлографические реактивы: Справочник. М.: Металлургия, 1970. 133 с.

9. *Комарова Т.В.* Элементы количественного микроструктурного анализа / Т.В.Комарова, М.Г.Горшунов / НГТУ. Н. Новгород, 2001. 30 с.

10. Конструкционные материалы: Справочник / Б.Н.Арзамасов, В.А.Брострем, Н.А.Буше и др. М.: Машиностроение. 1990. 688 с.

11. *Попов А.А.* Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана / А.А.Попов, Л.Е.Попова. М.: Металлургия, 1991. 503 с.

12. Развитие идей академика В.Д.Садовского: Сборник трудов. Екатеринбург: ИФМ УрО РАН, 2008. 409 с.

13. *Садовский В.Д.* Структурная наследственность в стали. М.: Металлургия, 1973. 208 с.

14. *Салтыков С.А.* Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1976. 376 с.

15. *Цуканов В.В.* Анализ характера превращения аустенита при моделировании термической обработки для стали Cr–Ni–Mo–V-композиции / В.В.Цуканов, Н.В.Лебедева // Тяжелое машиностроение. 2013. № 6-7. С. 42-45.

16. *Цуканов В.В.* Современные стали и технологии в энергомашиностроении. СПб: Машиностроение, 2014. 461 с.

Авторы: **В.В. Цуканов**, *д-р техн. наук*, *доцент*, *начальник лаборатории*, *mail@crism.ru* (*Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени И.В.Горынина Национального исследовательского центра «Курчатовский институт»*, *Санкт-Петербург*, *Россия*), **Н.В. Лебедева**, *канд. техн. наук*, *доцент*, *начальник сектора*, *mail@crism.ru* (*Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени И.В.Горынина Национального исследовательского центра «Курчатовский институт»*, *Санкт-Петербург*, *Россия*), **Ю.М. Маркова**, *инженер*, *mail@crism.ru* (*Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени И.В.Горынина Национального исследовательского центра «Курчатовский институт»*, *Санкт-Петербург*, *Россия*).

Статья принята к публикации 02.11.2017.