

**FEATURES OF STRUCTURE FORMATION DURING THE DECOMPOSITION
OF SUPERCOOLED AUSTENITE OF PIPE STEELS WITH DIFFERENT
CHROMIUM CONTENT**

Vyacheslav Vasilievich Yushchuk^{1a}, *Alexander Aleksandrovich Komissarov*¹,
*Elena Aleksandrovna Chistopoltseva*², *Ekaterina Nikolaevna Zinovyeva*¹,
*Egor Dmitrievich Dolgach*¹, *Kristina Aleksandrovna Konovalova*¹,
*Saddam Zokhirdzhonovich Masharipov*¹, *Alexander Vadimovich Muntin*³,
*Alexey Vladimirovich Chervonny*³

¹ National University of Science and Technology MISIS, 4 Leninsky pr., 1, 119049 Moscow, Russia

² IT-Service LLC, 1 Naberezhnaya Reki Samary, 443001 Samara, Russia

³ JSC OMK, 28 Ozerkovskaya Naberezhnaya, 2, 115184 Moscow, Russia

^a slava_yushchuk@mail.ru

ABSTRACT

The decomposition patterns of supercooled austenite in low-carbon pipe steels with variable chromium content (1–13%) and various alloying systems (Mn+Nb+V, Mo+Nb+V, Mn+Nb+Ti, Mo+Ni+Nb+V+Ti, Nb+V) were studied. Critical cooling rates and the structural components formed during these rates were determined. Based on the obtained data, metallographic principles for the production of seamless hot-rolled oil and gas pipeline and casing pipes were developed. Targeted setting of cooling temperature and rate parameters enables the achievement of the desired microstructure (bainitic-ferritic, bainitic-martensitic, martensitic-bainitic, or martensitic), which guarantees the achievement of strictly defined mechanical properties and operational reliability of finished pipe products with chromium content from 1 to 13%.

KEYWORDS

Low-carbon steels; decomposition of supercooled austenite; thermokinetic diagrams; microstructure; seamless pipes.

**ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ РАСПАДЕ
ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ
С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ХРОМА**

Вячеслав Васильевич Ющук^{1a}, *Александр Александрович Комиссаров*¹,
*Елена Александровна Чистопольцева*², *Екатерина Николаевна Зиновьева*¹,
*Егор Дмитриевич Долгач*¹, *Кристина Александровна Коновалова*¹,
*Саддам Зохирджонович Машарипов*¹, *Александр Вадимович Мунтин*³,
*Алексей Владимирович Червонный*³

¹ Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Россия, 119049 Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1

² ООО «ИТ-Сервис», Россия, 443001 Самара, ул. Набережная реки Самары, д. 1

³ АО «ОМК», Россия, 115184 Москва, Озерковская набережная, д. 28, стр. 2

^a slava_yushchuk@mail.ru

АННОТАЦИЯ

Изучены закономерности распада переохлажденного аустенита в низкоуглеродистых трубных сталях с вариативным содержанием хрома (1–13 %) и различными системами легирования (Mn+Nb+V, Mo+Nb+V, Mn+Nb+Ti, Mo+Ni+Nb+V+Ti, Nb+V). Установлены критические скорости охлаждения и формирующиеся при них структурные составляющие. На основе полученных данных разработаны металлургические принципы для производства нефтегазопроводных и обсадных бесшовных горячекатаных труб. Целенаправленное задание температурно-скоростных параметров охлаждения позволяет получать целевую микроструктуру (бейнитно-ферритную, бейнитно-мартенситную, мартенситно-бейнитную или мартенситную), что гарантирует достижение строго определенных механических свойств и эксплуатационной надежности готовой трубной продукции с содержанием хрома от 1 до 13 %.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Низкоуглеродистые стали; распад переохлажденного аустенита; термокинетические диаграммы; микроструктура; бесшовные трубы.

Введение

Традиционно в трубной промышленности широко использовались низкоуглеродистые легированные стали с ферритно-перлитной микроструктурой. Однако, как показывают современные исследования, данные структурные фазы являются фундаментальным ограничением для достижения необходимого уровня механических и других свойств, требуемых для эксплуатации в высокоагрессивных средах [1, 2].

Одним из главных металлургических подходов для увеличения прочностных, пластических, коррозионностойких параметров является целенаправленное формирование иных типов микроструктур. Наиболее перспективным направлением считается переход от ферритно-перлитной к бейнитной структуре: именно этот подход позволяет одновременно повысить механические и коррозионностойкие параметры низкоуглеродистых сталей [2–6].

Аналогичный подход к повышению механических и других характеристик за счет перехода к получению бейнитных структур в сталях с содержанием углерода 0,2–0,3 % с различными системами легирования отмечают авторы работ [7–12].

Высокие эксплуатационные показатели бейнитной структуры обусловлены ее специфическим морфологическим строением: она состоит из тонких пластин (реек) бейнитного феррита с мелкодисперсными частицами упрочняющей фазы, характеризующейся высокой плотностью дислокаций, что обеспечивает упрочнение материала без значительной потери вязкости [2, 4, 5, 13].

Ключевым фактором в получении такой оптимальной микроструктуры является строгий контроль условий проведения термической обработки, в частности, точное управление режимами охлаждения в интервале температур фазовых превращений. Отклонение от этих параметров приводит

к формированию термодинамически нестабильных структурных составляющих, что негативно сказывается на комплексе свойств готовой трубной продукции [6, 13–15].

Для формирования определенного микроструктурного состояния необходимо применять дополнительное легирование элементами, повышающими инкубационную термодинамическую стабильность аустенита [16].

Такие элементы, как хром, ниобий и титан характеризуются низкими коэффициентами диффузии в области существования γ -Fe, что приводит к замедлению тех или иных структурных превращений. Снижение диффузионной мобильности особенно важно для ниобия и титана, образующих карбиды и карбонитриды, которые связывают углерод и уменьшают скорость верхнебейнитного превращения. Кроме того, хром снижает свободную энергию перехода $\gamma \rightarrow \alpha$, что термодинамически повышает устойчивость аустенита. Схожий эффект имеют никель и марганец – они также стабилизируют γ -фазу, однако их влияние на диффузионные процессы меньше, чем у хрома.

Вдобавок, хром, ниобий и титан образуют устойчивые карбиды и карбонитриды (NbC , TiC , M_{23}C_6), уменьшая активную концентрацию углерода в γ -фазе. Это снижает скорость перлитного и бейнитного превращений и расширяет интервал температур, при которых аустенит остается устойчивым

В работе [1] проведен комплексный анализ влияния легирования на кинетику бейнитного превращения, подтверждающий целесообразность применения комплексного легирования для подавления образования феррита. В работах [5, 14, 17, 18] рассмотрена роль различных систем легирования на изменения в фазовых превращениях при различных скоростях охлаждения, а также влияние легирующих элементов – хрома, ниобия, титана.

Несмотря на значительный объем накопленных в мировой практике исследовательских данных, до сих пор не разработаны универсальные и надежные методологии целенаправленного формирования заданного

типа бейнитной структуры, гарантированно обеспечивающей требуемый комплекс эксплуатационных характеристик, включая прочность, пластичность и коррозионную стойкость [16].

Кроме того, сохраняется проблема систематизации знаний в данной области. В настоящее время отсутствует единая и общепринятая система классификации бейнитных структур, а также их исчерпывающее морфологическое описание. Это, в свою очередь, затрудняет установление однозначных корреляций между особенностями микроструктуры и функциональными свойствами материала, такими как механические и коррозионные характеристики.

Несмотря на значительный объем данных по кинетике распада переохлажденного аустенита, влияние хрома в диапазоне 1–13% на последовательность фазовых превращений в низкоуглеродистых трубных сталях недостаточно изучена.

На основании вышеизложенной информации можно сделать вывод о том, что для выбора режима термической обработки и прогнозирования механических свойств исследованных сталей с варьируемым содержанием хрома в широком диапазоне 1–13% необходимо понимание эволюции структуры в зависимости от динамики охлаждения.

1. Методика работы

Исследуемые стали были выплавлены в лабораторных условиях в вакуумной индукционной печи емкостью 60 кг. В качестве шихтовых материалов использовали технически чистое железо (АРМКО), шихтовую заготовку, химический состав которой соответствовал стали 10, и ферросплавы: ферросилиций ФС65 фракции 10–50 мм, ферромарганец ФМн78С4360 фракции 5–50 мм, феррохром ФХ025 А фракции 10–50 мм, феррониобий ФН660 фракции 5–50 мм, феррованадий FeV60 фракции 5–50 мм, листовой никель Н-0, алюминий вторичный чушковый АВ-87.

Фактический химический состав экспериментальных сталей приведен в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав исследуемых трубных сталей, массовая доля, %**Table 1.** Chemical composition of the studied pipe steels, mass fraction, %

Экспериментальная химическая композиция / Experimental chemical composition	C	Si	Mn	Легирующая система / Experimental chemical composition
1Cr-Mn-Nb-V	0,08	0,23	0,72	Mn+Nb+V = 0,81
3Cr-Mo-Nb-V	0,09	0,24	0,31	Mo+Nb+V = 0,25
5Cr-Mn-Nb-Ti	0,08	0,25	0,90	Mn+Nb+Ti = 0,98
9Cr-Mo-Ni-Nb-V-Ti	0,07	0,31	0,55	Mo+Ni+Nb+V+Ti = 1,78
13Cr-2Ni-Nb-V	0,16	0,33	0,56	Nb+V = 0,026

Полученные цилиндрические слитки диаметром 150–160 мм и длиной 300–350 мм подвергали горячей деформации в температурном диапазоне 900–1200 °С на двухвалковом прошивном стане МИСИС-130Д. В результате были наработаны трубные заготовки с толщиной стенки порядка 30 мм, которые были порезаны на 4 сегмента и прокатаны на универсальном стане продольной прокатки ДУО-210 с получением полос толщиной 12 мм.

Дилатометрический анализ проводили с помощью закально-деформационного дилатометра DIL 805 в вакууме (10^{-2} Па) при нагреве до температуры 950 °С со скоростью 5 °С/с, выдержкой 5 минут и с последующим охлаждением со скоростью 0,5; 1,0; 2,0; 4,0; 5,0; 10; 20; 50 и 100 °С/с. Точность определения температур фазовых превращений составляла ± 10 °С. По данным дилатометрии были построены термокинетические диаграммы распада аустенита при непрерывном охлаждении, определяющие температурно-временные области стабильности структурных фаз.

Травление образцов осуществляли методом погружения отполированной поверхности исследуемых образцов в 2 %-ом спиртовом растворе азотной кислоты HNO_3 (для сталей с содержанием хрома до 5 % включительно) и в реактиве Марбле (для сталей с содержанием хрома 9 и 13 % хрома).

С целью установления морфологических особенностей формирования микроструктуры исследуемых сталей был использован сканирующий электронный микроскоп Tescan Vega и оптический микроскоп Carl Zeiss AXIOVERT 40 MAT.

Проведение дюрOMETрического анализа методом Викакера осуществлено с помощью автоматизированного микротвердомера Tukon 1102 при нагрузке 1 кг.

2. Результаты исследований и их обсуждение

Изображения микроструктуры образцов исследуемых сталей после охлаждения с различными скоростями, полученные с помощью оптического и сканирующего электронного микроскопов, приведены на рис. 1–5.

При малых скоростях охлаждения стали Cr1,0-Mn-Nb-V структура представляет собой продукты диффузионного превращения переохлажденного аустенита – полигональный феррит и колонии перлита. При увеличении скорости охлаждения наблюдается изменение морфологии – помимо полигонального феррита в структуре начинает образовываться игольчатый феррит и бейнит, также сохраняются единичные участки мелкодисперсного перлита. При достижении скоростей охлаждения в 50 и 100 °С/с структура стали представляет собой бейнит с участками

ми избыточного игольчатого феррита. В случае непрерывного охлаждения при малых скоростях охлаждения твердость продуктов распада аустенита составляет 137–143 HV. В случае достижения скоростей охлаждения до 20 °C/с происходит уменьшение количества ферритной и перлитной структурных

составляющих и увеличение бейнитной составляющей с возрастанием значений твердости до 227 HV. В случае достижения значений скорости до 100 °C/с образуется бейнит речечной морфологии с отдельными областями избыточного феррита со значением твердости 247 HV.

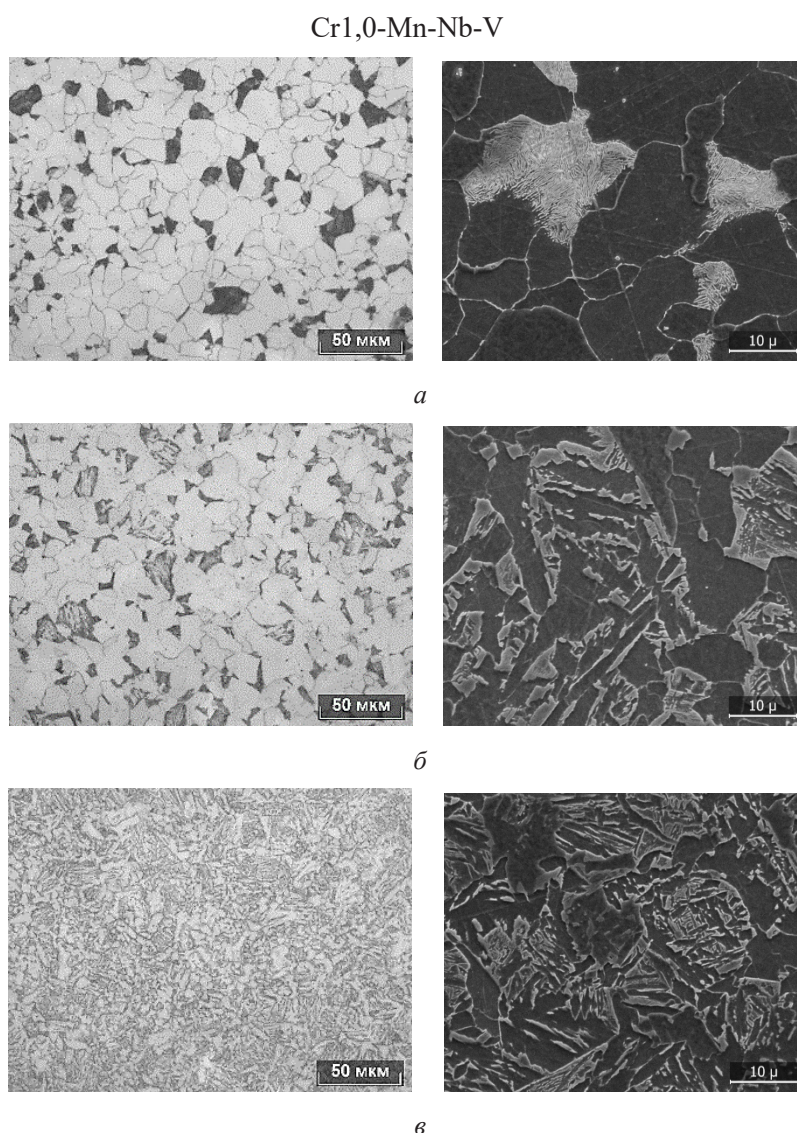


Рис. 1. Микроструктура стали Cr1,0-Mn-Nb-V в оптическом ($\times 500$) и сканирующем микроскопе ($\times 5000$) после различных скоростей охлаждения на dilatометре DIL 805 (Ф – феррит; П – перлит; Б – бейнит):
а – скорость охлаждения 0,5 °C/с; 149 HV; Ф+П; *б* – скорость охлаждения 10 °C/с; 203 HV; Ф+Б+П;
в – скорость охлаждения 100 °C/с; 247 HV; Ф+Б

Fig. 1. Images of the microstructures of Cr1,0-Mn-Nb-V steel in an optical microscope at a magnification of $\times 500$ and in a scanning microscope at a magnification of $\times 5000$ after different cooling rates on a DIL 805 dilatometer (F – ferrite; P – perlite; B – bainite):
a – cooling rate of 0.5 °C/s; 149 HV; F+P; *б* – cooling rate of 10 °C/s; 203 HV; F+B+P;
в – cooling rate of 100 °C/s; 247 HV; F+B

Cr3,0-Mo-Nb-V

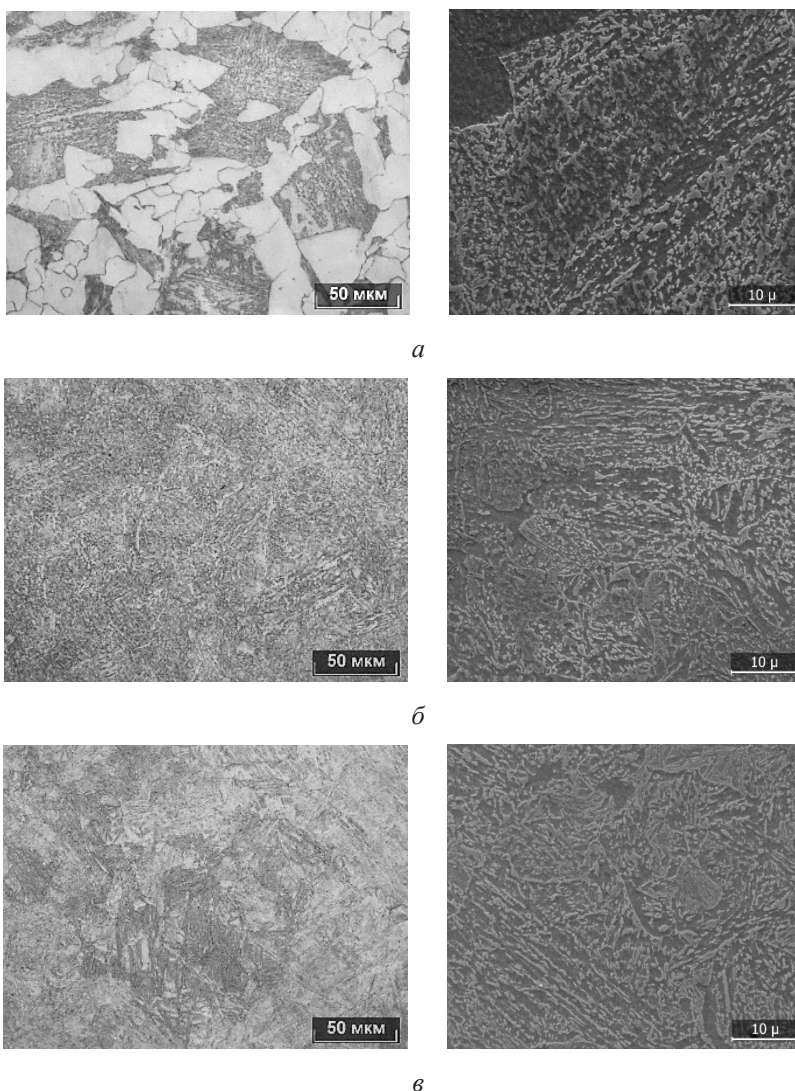


Рис. 2. Микроструктура стали Cr3,0-Mo-Nb-V в оптическом микроскопе при увеличении $\times 500$ и сканирующем – при увеличении $\times 5000$ после различных скоростей охлаждения на dilatометре DIL 805 (Ф – феррит; П – перлит; Б – бейнит; М – мартенсит):
а – скорость охлаждения $0,5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; 210 HV; Ф+П+Б; *б* – скорость охлаждения $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; 303 HV; Б+М+П;
в – скорость охлаждения $100\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; 358 HV; Б+М

Fig. 2. Images of the microstructures of Cr3,0-Mo-Nb-V steel in an optical microscope at a magnification of $\times 500$ and in a scanning microscope at a magnification of $\times 5000$ after different cooling rates on a DIL 805 dilatometer (F – ferrite; P – perlite; B – bainite; M – martensite):
a – cooling rate of $0.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; 210 HV; F+P+B; *б* – cooling rate of $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; 303 HV; B+M+P;
в – cooling rate of $100\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; 358 HV; B+M

Проведенное исследование кинетики фазовых превращений в низколегированной стали Cr3,0-Mo-Nb-V при непрерывном охлаждении позволило установить корреляционную зависимость между скоростью охлаждения, формирующейся микроструктурой. В

диапазоне низких скоростей охлаждения доминируют диффузионные процессы распада аустенита с образованием ферритно-перлитной структуры, что соответствует значениям твердости 210–291 HV. При достижении скорости охлаждения $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ наблюдается

супрессия диффузионных превращений и активация сдвиговых механизмов фазовых переходов, проявляющаяся в формировании полиморфной структуры с включениями игольчатого феррита, бейнита и дисперсных перлитных участков при возрастании твердо-

сти до 315 HV. В области высокоскоростного охлаждения устанавливается промежуточный механизм превращений с образованием бейнитно-мартенситной матрицы речной морфологии, обеспечивающей максимальные значения твердости 358 HV.

Cr5,0-Mn-Nb-Ti

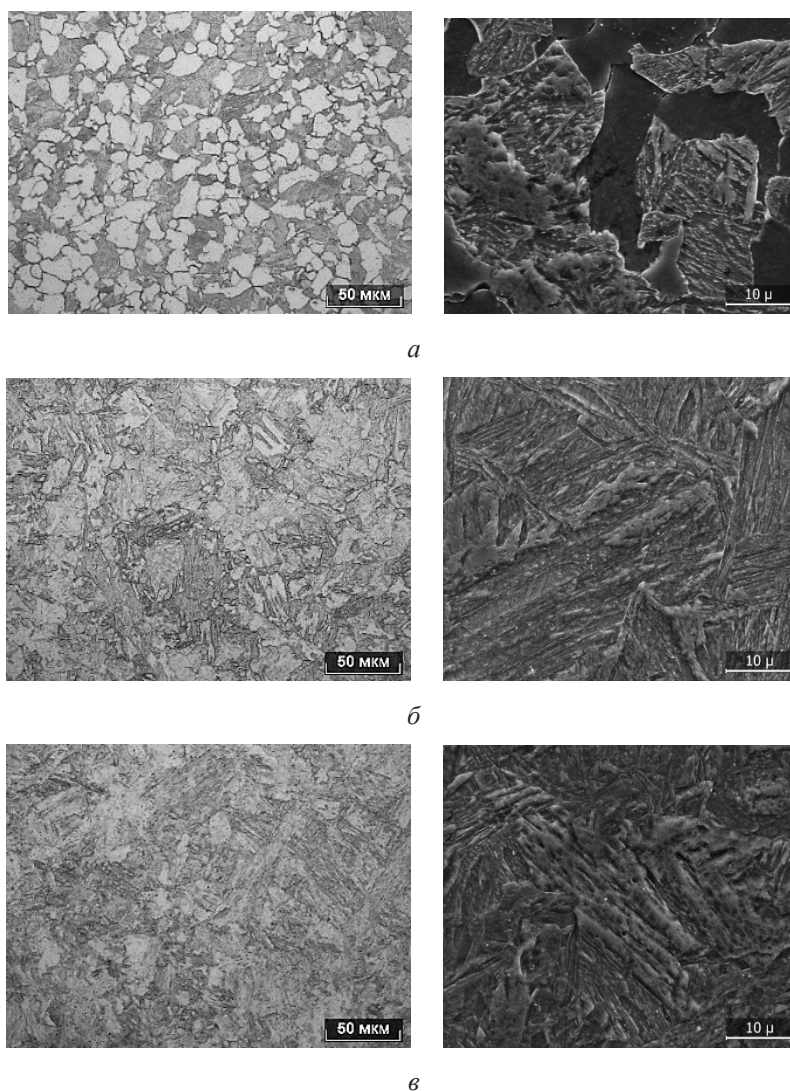


Рис. 3. Микроструктура стали Cr5,0-Mn-Nb-Ti в оптическом микроскопе при увеличении $\times 500$ и сканирующем – при увеличении $\times 5000$ после различных скоростей охлаждения на dilatометре DIL 805 (Ф – феррит; Б – бейнит; М – мартенсит):
a – скорость охлаждения $0,5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; 280 HV; Ф+Б; *б* – скорость охлаждения $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; 394 HV; Ф+Б+М;
в – скорость охлаждения $100\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; 405 HV; Б+М

Fig. 3. Images of the microstructures of Cr5,0-Mn-Nb-Ti steel in an optical microscope at a magnification of $\times 500$ and in a scanning microscope at a magnification of $\times 5000$ after different cooling rates on a DIL 805 dilatometer (F – ferrite; B – bainite; M – martensite):
a – cooling rate of $0.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; 280 HV; F+B; *б* – Cooling rate of $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; 394 HV; F+B+M;
в – cooling rate of $100\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; 405 HV; B+M

Исследование фазовых превращений в стали Cr5,0-Mn-Nb-Ti при непрерывном охлаждении показало последовательную эволюцию микроструктуры в зависимости от скорости охлаждения. При низких скоростях формируется диффузионная структура из полигонального феррита и перлита с твердостью 280–390 HV. С увеличением скорости наблюдается переход к смешанной микроструктуре с образованием игольчатого феррита и бейнита при сохранении

участков мелкодисперсного перлита, что сопровождается ростом твердости до 394 HV вследствие подавления диффузионных и активации промежуточных превращений. Дальнейшее увеличение скорости охлаждения до 50–100 °C/с приводит к формированию бейнитно-мартенситной структуры речной морфологии с максимальной твердостью 405 HV, что обусловлено преобладанием бездиффузионных механизмов превращения.

9Cr-Mo-Ni-Nb-V-Ti

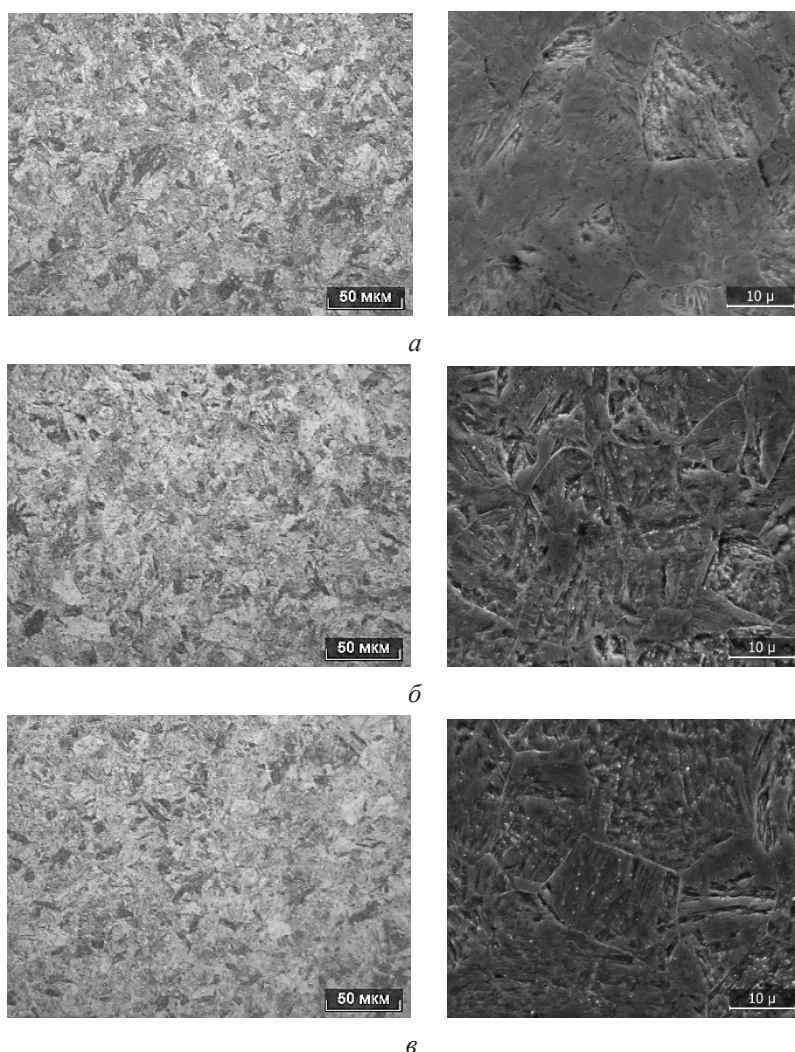


Рис. 4. Микроструктура стали 9Cr-Mo-Ni-Nb-V-Ti в оптическом микроскопе при увеличении $\times 500$ и сканирующем – при увеличении $\times 5000$ после различных скоростей охлаждения на дилатометре DIL 805 (Ф – феррит; Б – бейнит; М – мартенсит):
а – скорость охлаждения 0,5 °C/с; 398 HV; М+Б; *б* – скорость охлаждения 10 °C/с; 410 HV; М+Б+Ф;
в – скорость охлаждения 100 °C/с; 425 HV; М

Fig. 4. Images of the microstructures of 9Cr-Mo-Ni-Nb-V-Ti steel in an optical microscope at a magnification of $\times 500$ and in a scanning microscope at a magnification of $\times 5000$ after different cooling rates on a DIL 805 dilatometer (F – ferrite; B – bainite; M – martensite):
a – cooling rate of 0.5 °C/s; 398 HV; M+B; *б* – cooling rate of 10 °C/s; 410 HV; M+B+F; *в* – cooling rate of 100 °C/s; 425 HV; M

Проведенное исследование выявило четкую зависимость между скоростью охлаждения и формирующейся микроструктурой в высокохромистой стали Cr9,0-Mo-Ni-Nb-V-Ti. При низкоскоростном охлаждении образуется смешанная мартенситно-бейнитная структура с твердостью 398 HV. С увеличением скорости охлаждения в структуре наблюдается появление ферритной составляющей на фоне мартенситно-бейнитной матрицы. Значения твердости в данном режиме сохраняются в диапазоне

398–402 HV. При дальнейшем росте скорости охлаждения происходит изменение морфологии структуры: формируется игольчатый феррит в сочетании с мартенситно-бейнитной составляющей. Данное структурное состояние характеризуется повышением твердости до 410 HV. Наибольшие значения твердости (406–425 HV) достигаются при высокоскоростном охлаждении (20–100 °C/c), когда в структуре доминирует мартенситно-бейнитная составляющая с минимальной долей ферритных фаз.

13Cr-2Ni-Nb-V

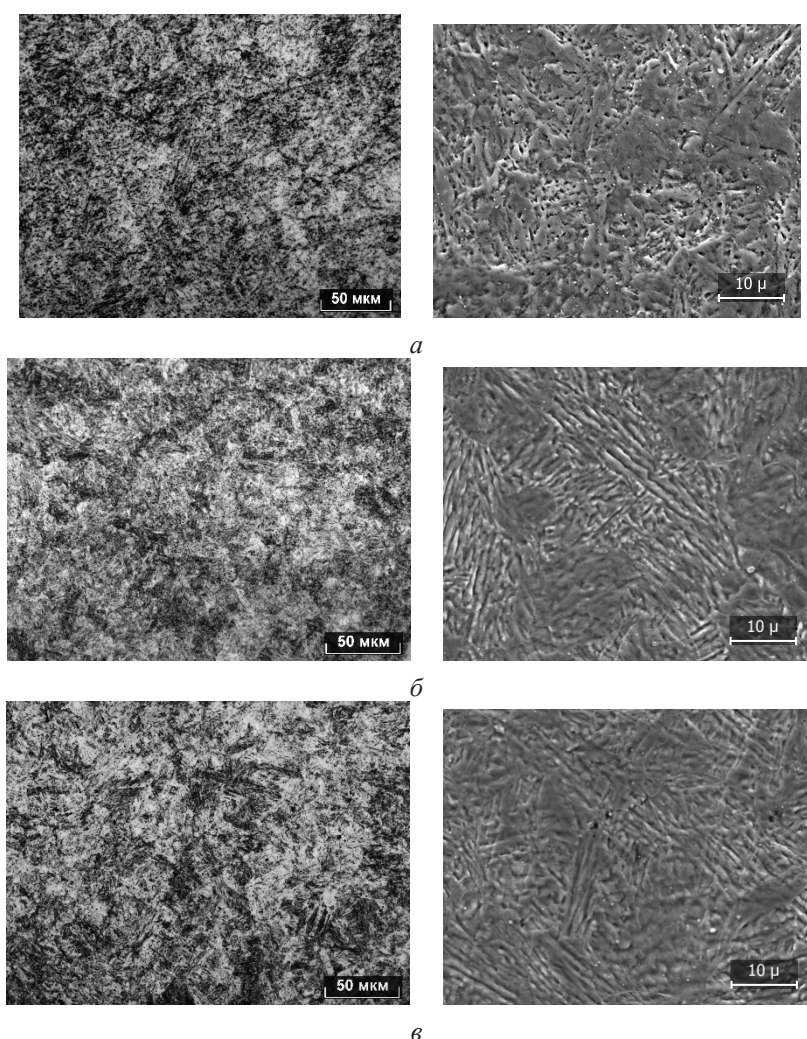


Рис. 5. Изображения микроструктур стали 13Cr-2Ni-Nb-V в оптическом микроскопе при увеличении $\times 500$ и сканирующем – при увеличении $\times 5000$ после различных скоростей охлаждения на dilatометре DIL 805 (М – мартенсит):
а – скорость охлаждения 0,5 °C/s; 455 HV; М; *б* – скорость охлаждения 10 °C/s; 491 HV; М; *в* – скорость охлаждения 100 °C/s; 519 HV; М

Fig. 5. Images of the microstructures of 13Cr-2Ni-Nb-V steel in an optical microscope at a magnification of $\times 500$ and in a scanning microscope at a magnification of $\times 5000$ after different cooling rates on a DIL 805 dilatometer (M – martensite):
a – cooling rate of 0.5 °C/s; 455 HV; M; *б* – cooling rate of 10 °C/s; 491 HV; M; *в* – cooling rate of 100 °C/s; 519 HV; M

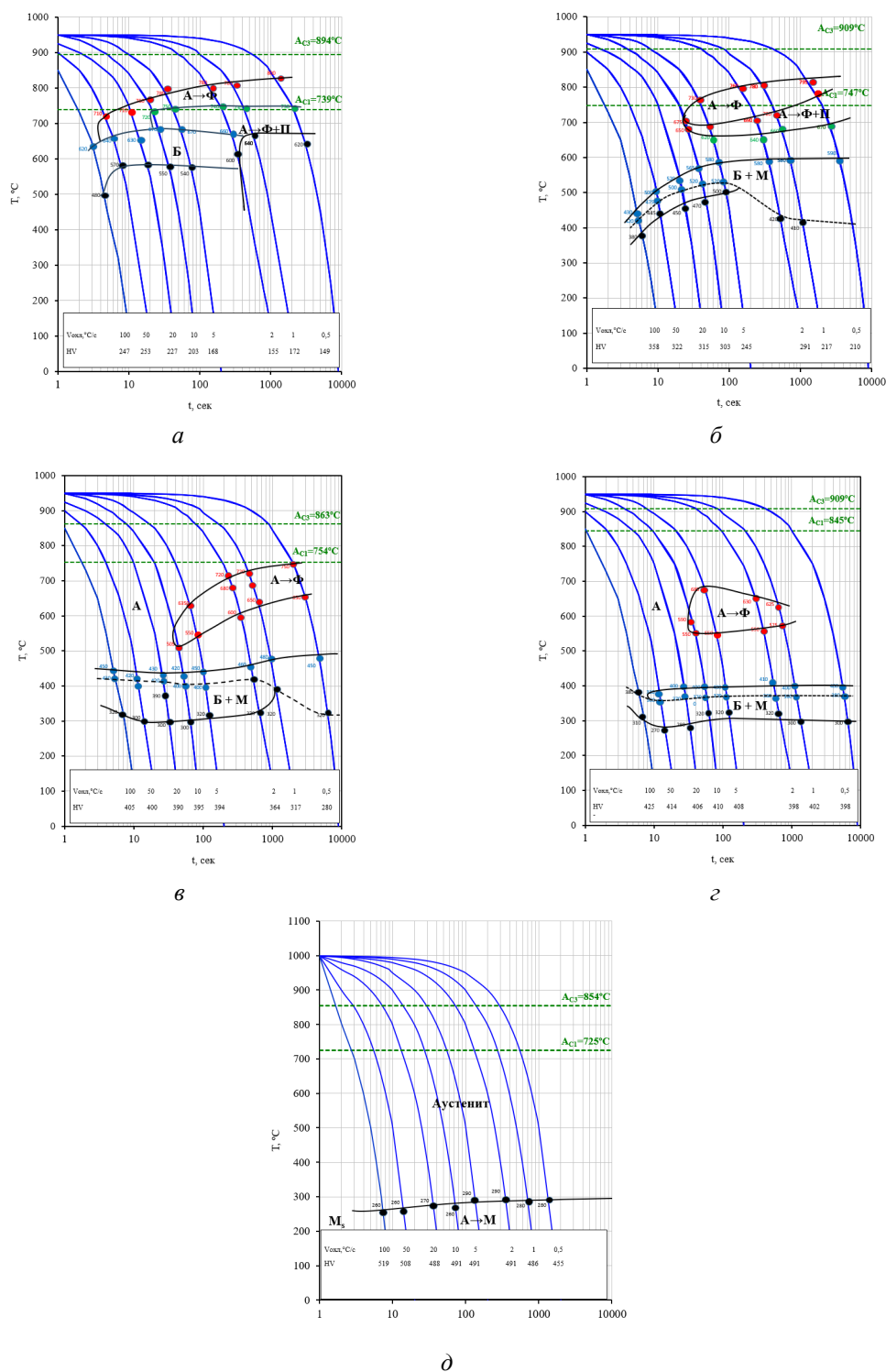


Рис. 6. Термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении исследуемых сталей:
a – Cr1,0-Mn-Nb-V; *б* – 3Cr-Mo-Nb-V; *в* – 5Cr-Mn-Nb-Ti; *г* – 9Cr-Mo-Ni-Nb-V-Ti; *д* – 13Cr-2Ni-Nb-V

Fig. 6. Appearance of the thermokinetic diagrams of the decomposition of supercooled austenite during continuous cooling of the studied steels:
a – Cr1,0-Mn-Nb-V; *б* – 3Cr-Mo-Nb-V; *в* – 5Cr-Mn-Nb-Ti; *г* – 9Cr-Mo-Ni-Nb-V-Ti; *д* – 13Cr-2Ni-Nb-V

Исследование высокохромистой стали 13Cr-2Ni-Nb-V показало, что при низких скоростях охлаждения формируется структура мартенсита с относительно крупными карбидами хрома, что обеспечивает твердость 398 HV. При увеличении скорости охлаждения наблюдается более полное растворение карбидной фазы и формирование однородного мартенсита с сохранением твердости на уровне 398–402 HV. Дальнейшее увеличение скорости охлаждения приводит к максимальному растворению легирующих элементов, что способствует увеличению твердости мартенсита до 410 HV. При достижении максимальных скоростей охлаждения структура характеризуется мартенситом с минимальным количеством нерастворившихся карбидов хрома, что обеспечивает пиковые значения твердости 406–425 HV.

В результате металловедческих исследований для исследуемых сталей были построены термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита (рис. 6).

При низких концентрациях хрома его влияние на кинетику на повышение устойчивости переохлажденного аустенита – в интервале высоких температур успевает протекать образование полигонального феррита, оставшийся аустенит при дальнейшем охлаждении претерпевает бейнитное превращение. Таким образом, при низких концентрациях хрома (до 1% хрома) происходит образование смешанной бейнитно-ферритной структуры. При увеличении концентрации хрома (3 и 5% хрома) осуществляется более интенсивное подавление диффузионных превращений, что даже при умеренных скоростях охлаждения аустенит сохраняет свою стабильность – происходит образование бейнитно-мартенситной или мартенситно-бейнитной структуры (9% хрома). При содержании хрома до 13% происходит полное подавление диффузионных превращений – при охлаждении с любой скоростью происходит образование мартенситной структуры: это все связано с тем, что атомы хрома как элементы замещения в решетке сильно ис-

кажают ее, повышается тетрагональность, что и затрудняет диффузионные процессы. Внедрение атомов хрома, ниобия, титана в решетку создает локальные поля упругих напряжений, повышая энергию зарождения новых фаз и замедляя образование α -фазы. Это проявляется в небольшом увеличении параметра тетрагональности ($c/a > 1$), что дополнительно стабилизирует переохлажденный аустенит.

С ростом содержания хрома интервал критических скоростей сужается, а при концентрации 13% хрома бейнит практически не образуется, что согласуется с данными по кинетике фазовых превращений и экспериментальными термокинетическими диаграммами [19, 20].

Таким образом, содержание хрома является критическим параметром, определяющим морфологию конечной структуры стали после охлаждения. Наблюдается четкая последовательность: с ростом концентрации хрома доминирующий механизм распада аустенита сдвигается от диффузионного к промежуточному и далее – к бездиффузионному. Данная зависимость позволяет целенаправленно формировать химический состав сталей для получения требуемого комплекса механических свойств с точки зрения достижения целевой структуры.

Выводы

1. Изучено влияние скорости охлаждения и химического состава сталей (в первую очередь – хрома) на процесс структурообразования в широком диапазоне скоростей охлаждения – от 0,5 до 100 °C/с. Также построены термокинетические диаграммы для исследуемых сталей, демонстрирующие процессы формирования микроструктурных составляющих в процессе непрерывного охлаждения.

2. Установлена зависимость формирующейся микроструктуры от концентрации хрома: при низком содержании хрома образуется бейнитно-ферритная структура; с увеличением концентрации хрома формируется бейнитно-мартенситная структура; а при до-

стижении 13% хрома образуется преимущественно мартенситная микроструктура.

3. Полученные данные о кинетике фазовых превращений в зависимости от химического состава (содержания хрома в диапазоне от 1 до 13%) создают основу для управления структурой и свойствами бесшовных труб в процессе их производства.

Благодарности / Acknowledgments

Работа выполнена в рамках комплексного проекта по теме «Разработка и внедрение комплексных технологий производства бесшовных труб из сталей нового поколения с управляемой коррозионной стойкостью при осложненных условиях эксплуатации для топливно-энергетического комплекса Российской Федерации» в рамках соглашения №075-11-2025-017 от 27.02.2025 г. по постановлению Правительства РФ №218 от 09.04.2010 г.

The work was carried out as part of a comprehensive project on the topic «Development and implementation of comprehensive technologies for the production of seamless pipes made of new-generation steels with controlled corrosion resistance under difficult operating conditions for the fuel and energy complex of the Russian Federation» under the agreement № 075-11-2025-017 dated February 27, 2025 in accordance with Government Decree № 218 dated April 9, 2010.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Golovanenko A.S., Kholodnyi A.A. Advanced Thermomechanical Processing of High-Strength Bainitic Steels for Linepipe Applications // *Metals*. – 2024. – Vol. 14(1). – P. 45. DOI: 10.3390/met14010045
2. Mandal G., Dey I., Mukherjee S., Ghosh S. Phase transformation and mechanical properties of ultrahigh strength steels under continuous cooling conditions // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2022. – Vol. 19. – P. 628–642. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.05.033
3. Poletskov P.P., Denisov S.V., Nikitenko O.A., Chukin D.M., Gushchina M.S. Decay of supercooled austenite of low-carbon pipe steel with the use of gleeble 3500 complex // – *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. – 2019. – 62(3):235-240. DOI: 10.17073/0368-0797-2019-3-235-240
4. Xia T., Ma Y., Zhang Y., Li J., Xu H. Effect of Mo and Cr on the Microstructure and Properties of Low-Alloy Wear-Resistant Steels // *Materials*. – 2024. – Vol. 17. – P. 2408. DOI: 10.3390/ma17102408
5. Морозов Ю.Д., Матросов М.Ю., Настич С.Ю., Араби А.Б. Новое поколение высокопрочных трубных сталей с феррито-бейнитной структурой // *Металлург*. – 2008. – Т. 52, № 7–8. – С. 450-456. DOI: 10.1007/s11015-008-9080-5
6. I.V. Teplukhina, A.V. Batasov, K.K. Ovanesyan, etc., Features of austenite decay and patterns of structure formation in low-alloy steel grade 09G2SA-A under continuous cooling // – *Global Energy*. – 29 (01). – 2023. – P. 170-180, DOI: <https://doi.org/10.18721/JEST.29110>
7. Ali M., Porter D., Kömi J. et al. Effect of cooling rate and composition on microstructure and mechanical properties of ultrahigh-strength steels // *Journal of Iron and Steel Research International*. – 2019. – Vol. 26. – P. 1350-1365. DOI: 10.1007/s42243-019-00276-0
8. Maisuradze M., Kuklina A., Ryzhkov M., Lebedev D., Antakov E. Effect of cooling rate during heat treatment on microstructure and properties of martensitic and bainitic alloyed steels // *Metallurg*. – 2022. – № 8. – С. 27-36. DOI: 10.52351/00260827_2022_08_27
9. Maisuradze M.V., Ryzhkov M.A., Antakov E.V., Popov N.A., Proskuryakov P.A. Special features of transformations of supercooled austenite in modern structural steels // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2020. – Vol. 62, № 7–8. – P. 448-456. DOI: 10.1007/s11041-020-00583-4
10. Майсурадзе М.В., Куклина А.А., Лебедев Д.И., Антаков Е.В., Юдин Ю.В. Термокинетические диаграммы превращения переохлажденного аустенита в легированных сталях // *Сталь*. – 2023. – № 5. – С. 37-44.
11. Майсурадзе М., Куклина А., Назарова В., Антаков Е. Разработка и исследование высокопрочных сталей с повышенной ударной вязкостью бейнитной структуры // *Metallurg*. – 2025. – № 1. – С. 40-48. DOI: 10.52351/00260827_2025_1_40
12. Юнусов А.М., Полевой Е.В., Юнин Г.Н., Осколкова Т.Н. Опыт производства рельсов из бейнитной стали марок 30ХГ2С2АФМ и 30ХГ2САФН // *Известия вузов. Черная металлургия*. – 2025. – Т. 68, № 2. – С. 124-130. DOI: 10.17073/0368-0797-2025-2-124-130
13. Хлусова Е.И., Сыч О.В., Орлов В.В. Хладостойкие стали. Структура, свойства, технологии // *Физика металлов и металловедение*. – 2021. – Т. 122, № 6. – С. 621-657. DOI: 10.31857/s0015323021060048

14. Bharadwaj R., Sarkar A., Rakshe B. Effect of Cooling Rate on Phase Transformation Kinetics and Microstructure of Nb–Ti Microalloyed Low Carbon HSLA Steel // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. – 2022. – Vol. 11. – P. 661–672. DOI: 10.1007/s13632-022-00864-9
15. Bansal G., Tripathy S., Chandan A. et al. Influence of quenching strategy on phase transformation and mechanical properties of low alloy steel // *Materials Science and Engineering A*. – 2021. – Vol. 826. – P. 141937. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141937
16. Zhang Y., Li S., Zhang Z. et al. A review of heat treatment processes for bainitic steel // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2025. – Vol. 37. – P. 279-307. DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.05.232
17. Jiang Z., Wang P., Li D. Role of solute rare earth in altering phase transformations during continuous cooling of a low alloy Cr-Mo-V steel // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. – 2023. – Vol. 36. – P. 1523-1535. DOI: 10.1007/s40195-023-01570-3
18. Qin Y., Wang F., Li Z. et al. Effect of Cr content on the microstructure and toughness of the supercritically coarse-grained heat-affected zone in X80 pipeline steel // *Materials*. – 2025. – Vol. 18. – P. 3466. DOI: 10.3390/ma18153466
19. Porter D., Easterling K., Sherif M.Y. *Phase Transformations in Metals and Alloys*. – 4th ed. – CRC Press, 2021. – 540 p.
20. Christian J.W. *The Theory of Transformations in Metals and Alloys*. – 3rd ed. – Oxford: Pergamon Press, 2002. – 1280 p.