



УДК 621.771.23.01: 669.14.018

DOI 10.17073/0368-0797-2026-1-23-30

Оригинальная статья
Original article

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СИСТЕМЫ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ И ПАРАМЕТРОВ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРОЧНОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

А. И. Дагман¹, А. В. Колдаев², В. В. Науменко¹, Н. А. Арутюнян^{2,3},
М. Ю. Матросов², Д. Л. Дьяконов²¹ ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат» (Россия, 398040, Липецк, пл. Металлургов, 2)² Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина (Россия, 105005, Москва, ул. Радио, 23/9)³ Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова (Россия, 119991, Москва, ул. Ленинские горы, 1)

✉ dagman_ai@nlmk.com

Аннотация. Низколегированные низкоуглеродистые стали широко востребованы при изготовлении объектов различного назначения благодаря превосходному сочетанию их служебных и технологических свойств. Стремление производителей к наиболее экономному использованию материальных ресурсов обуславливает актуальность поиска оптимальных химических составов и соответствующих технологических режимов. В статье представлены результаты исследования произведенного в лабораторных условиях горячекатаного проката низкоуглеродистых сталей, микролегированных Nb, Ti, V и Mo в различных сочетаниях и концентрациях. Для исследования структурного состояния использовали методы оптической и электронной микроскопии. Проведен анализ влияния режима завершающего этапа термомодеформационной обработки в зависимости от системы микролегирования на структурное состояние, в том числе образование наноразмерных фазовых выделений разных типов, реализацию механизмов упрочнения и, соответственно, механические свойства проката. Различное сочетание значений температуры конца горячей прокатки, скорости охлаждения до температуры смотки и температуры смотки с системой микролегирования приводит к реализации разных механизмов упрочнения. При высоких скоростях охлаждения в сталях с молибденом формируется микроструктура бейнитного феррита, однако межфазные выделения не успевают образоваться. Для сталей, микролегированных ванадием, эти скорости не препятствуют выделению карбидов по межфазному механизму, поскольку из-за малого размера атом ванадия обладает большей диффузионной подвижностью по сравнению с ниобием. Количество межфазных выделений в сталях, микролегированных Nb–Ti, намного меньше, чем в сталях с молибденом. Выделений, образовавшихся в аустените, также больше в случае комплексного Nb–Ti–V–Mo микролегирования. Повышенные температуры конца прокатки и смотки способствуют реализации механизма дисперсионного твердения благодаря межфазным выделениям. При слишком низких значениях этих температур диффузионная подвижность атомов при охлаждении смотанного рулона низкая, что ограничивает выделение наноразмерных выделений в количестве, достаточном для эффективного дисперсионного твердения.

Ключевые слова: низколегированные низкоуглеродистые стали, предел текучести, предел прочности, морфология феррита, дисперсионное твердение, наноразмерные выделения, межфазные выделения, карбидные выделения

Для цитирования: Дагман А.И., Колдаев А.В., Науменко В.В., Арутюнян Н.А., Матросов М.Ю., Дьяконов Д.Л. Исследование влияния системы микролегирования и параметров термомодеформационной обработки на прочность низкоуглеродистых сталей. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2026;69(1):23–30. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-23-30>

EFFECT OF MICROALLOYING SYSTEM AND THERMO-DEFORMATION TREATMENT PARAMETERS ON THE STRENGTH OF LOW-CARBON STEELS

A. I. Dagman¹, A. V. Koldaev², V. V. Naumenko¹, N. A. Arutyunyan^{2,3},
M. Yu. Matrosova², D. L. D'yakonov²

¹ PJSC “Novolipetsk Metallurgical Plant” (2 Metallurgov Sqr., Lipetsk 398040, Russian Federation)

² I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy (23/9 Radio Str., Moscow 105005, Russian Federation)

³ M.V. Lomonosov Moscow State University (1 Leninskie Gory Str., Moscow 119991, Russian Federation)

✉ dagman_ai@nlmk.com

Abstract. Low-alloyed low-carbon steels are widely used in the manufacture of objects for various purposes due to the excellent combination of their service and technological properties. The desire of manufacturers to use material resources in the most economical way determines the relevance of searching for optimal chemical compositions and corresponding technological modes. The article presents the results of a study of hot-rolled low-carbon steels microalloyed with Nb, Ti, V and Mo in various combinations and concentrations produced in laboratory conditions. Optical and electron microscopy methods were used to study the structural state. An analysis was made of the influence of the final stage of thermo-deformation treatment and the microalloying system on the structural state, including formation of nanosized phase precipitates of different types, implementation of strengthening mechanisms and, accordingly, the mechanical properties of the rolled products. Different combinations of the values of temperature of hot rolling end, the cooling rate to the coiling temperature, and the coiling temperature with the microalloying system lead to implementation of different strengthening mechanisms. At high cooling rates in steels with molybdenum, the microstructure of bainitic ferrite is formed, but interphase precipitates do not have time to form. For steels microalloyed with vanadium, these rates do not prevent the precipitation of carbides by the interphase mechanism, since due to the small size vanadium atom has a higher diffusion mobility compared to niobium. The amount of interphase precipitates in Nb–Ti microalloyed steels is less than in steels with molybdenum. The amount of precipitates formed in austenite is also greater in the case of complex Nb–Ti–V–Mo microalloying. Elevated temperatures of the rolling end and coiling contribute to implementation of the precipitation hardening mechanism due to interphase precipitates. At too low values of these temperatures, the diffusion mobility of atoms during cooling of the wound roll is low, which limits the formation of nanosized precipitates in an amount sufficient for effective precipitation hardening.

Keywords: low-alloyed low-carbon steels, yield strength, tensile strength, ferrite morphology, precipitation hardening, nanosized precipitates, interphase precipitates, carbide precipitates

For citation: Dagman A.I., Koldaev A.V., Naumenko V.V., Arutyunyan N.A., Matrosova M.Yu., D'yakonov D.L. Effect of microalloying system and thermo-deformation treatment parameters on the strength of low-carbon steels. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2026;69(1):23–30. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2026-1-23-30>

ВВЕДЕНИЕ

Низколегированные низкоуглеродистые стали широко используются при изготовлении объектов различного назначения. Востребованность этих сталей обусловлена сочетанием высоких показателей прочности, пластичности, штампуемости, усталостной и коррозионной стойкости, а также технологических свойств [1–3]. Производители современных автолистовых сталей этого класса стремятся достичь максимально возможной прочности при экономичном использовании энерго- и материальных ресурсов. Поэтому в настоящее время активно ведется поиск оптимальных диапазонов концентраций легирующих и микролегирующих элементов, а также соответствующих технологических режимов [4–6]. Несмотря на достигнутые успехи, весь спектр возможностей до сих пор не исчерпан. Например, производство горячекатаных сталей марок S315MC – S700MC для машиностроения осуществляется в соответствии с требованиями Европейского стандарта EN 10149–2:1995, в котором регламентированы только верхние границы для таких элементов, как углерод, марганец, кремний, ниобий, титан и ванадий. Это

стимулирует разработку экономичных систем легирования и микролегирования, что требует проведения исследований закономерностей формирования структурного состояния и, соответственно, уровня механических свойств стали в зависимости от содержания легирующих и микролегирующих элементов и параметров термомодеформационной обработки.

Эффективное повышение прочностных характеристик рассматриваемых сталей достигается в результате совокупного действия различных механизмов упрочнения. Основные из них, измельчение зерна и дисперсионное твердение, контролируются выделениями избыточных фаз, образованных микролегирующими элементами, среди которых наибольшее применение нашли титан, ванадий и ниобий, образующие в стали карбиды, нитриды и карбонитриды [7–12]. При этом роли этих выделений в реализации механизмов упрочнения различны, так как зависят от температурных интервалов их образования [13]. Так нитрид титана не растворяется в аустените при температурах нагрева под прокатку, поэтому играет роль фазы, ингибирующей рост зерна аустенита при нагреве. Соединения NbC и NbN могут выделяться в аустените при

горячей деформации, что способствует измельчению зерна [3; 7], однако их образование кинетически заторможено [14]. Наибольшая растворимость характерна для карбида и нитрида ванадия. Упрочнение по механизму дисперсионного твердения обусловлено присутствием выделений, образовавшихся во время или после $\gamma \rightarrow \alpha$ фазового превращения. Их принято называть «межфазными» и «ферритными» соответственно. Межфазные выделения располагаются рядами, а образовавшиеся в феррите – неупорядоченно [9; 12; 13]. Степень упрочнения зависит от количества частиц и их размера [15].

Исследования последних лет выявили важную роль молибдена для обеспечения высокого уровня прочности [3; 16–20] благодаря торможению образования доэвтектоидного феррита и формированию бейнитной структуры [18], а также выделению карбида Mo_2C и карбонитрида $(M, Mo)(C, N)$, где M – микролегирующий элемент [16].

Таким образом, различные температурные интервалы и кинетические особенности образования нитридов, карбонитридов и карбидов микролегирующих элементов обуславливают их различные роли в реализации механизмов упрочнения. Целью настоящего исследования было выявить закономерности влияния параметров термомодеформационной обработки на уровень механических свойств при различных комбинациях микролегирующих элементов.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали три серии произведенного в лабораторных условиях горячекатаного проката низкоуглеродистых сталей, микролегированных Nb, Ti, V и Mo в различных сочетаниях и концентрациях. В первой серии были использованы системы микролегирования Nb–Ti, Nb–Ti–Mo, Nb–Ti–V–Mo, во второй серии – Ti–Mo, V–Mo, Nb–V–Mo, в третьей – V–Mo, Nb–V, Nb–V–Mo, Ti–V–Mo, Nb–Ti–Mo и Nb–Ti–V–Mo.

Диапазоны содержания основных элементов представлены в табл. 1. Следует обратить внимание, что концентрация марганца и суммарное содержание микролегирующих элементов Nb + Ti + V в сталях первой серии были наиболее высокими.

Выплавку сталей осуществляли в вакуумной индукционной печи, горячую прокатку – на лабораторном прокатном стане ДУО-300 по трем режимам завершающего этапа термомодеформационной обработки (табл. 2) с температурой нагрева заготовок под прокатку 1250 °C и выдержкой не менее 1 ч.

Горячую прокатку серии 1 сталей осуществляли с использованием наиболее высоких температур конца прокатки (T_k) и смотки (T_{cm}). Все полосы охлаждали в потоке воздуха до T_{cm} , а затем подвергали замедленному охлаждению с печью, предварительно нагретой до T_{cm} , что имитировало охлаждение смотанной в рулон полосы. Для серий 2 и 3 температуры конца прокатки и смотки были ниже. Охлаждение до T_{cm} серии 2 было более медленное, а серии 3 – более быстрое по сравнению с серией 1. Различие в режимах завершающего этапа термомодеформационной обработки обусловило реализацию разных механизмов формирования структурного состояния, ответственного за уровень механических свойств.

Механические свойства в соответствии с ГОСТ 1497 определяли с помощью разрывной машины HECKERT FP-100/1. Металлографический анализ проводили на оптическом микроскопе Axiovert 40MAT Carl Zeiss. Исследование методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) осуществляли на приборе JEOL JEM200CX при рабочем увеличении от 15 000 до 30 000 и ускоряющем напряжении 160 и 120 кВ.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Диапазоны значений механических свойств представлены в табл. 2. Видно, что характеристики проч-

Таблица 1. Содержание основных элементов исследованных сталей, мас. %

Table 1. Composition of the main elements of the studied steels, wt. %

Элемент	Серия		
	1	2	3
C	0,048 – 0,061	0,030 – 0,067	0,051 – 0,085
Si	0,087 – 0,150	0,210 – 0,220	0,220 – 0,260
Mn	1,230 – 1,600	0,920 – 1,020	0,510 – 0,960
Mo	≤0,210	0,120 – 0,240	≤0,193
Nb	0,010 – 0,110	≤0,034	≤0,040
Ti	0,068 – 0,170	0,002 – 0,093	≤0,054
V	≤0,200	≤0,117	≤0,098
Nb + Ti + V	0,084 – 0,278	0,095 – 0,157	0,035 – 0,150
N	0,0070 – 0,0115	0,0038 – 0,0150	0,0030 – 0,0123

Таблица 2. Основные параметры завершающего этапа термодиформационной обработки и результаты испытания механических свойств

Table 2. Main parameters of the final stage of thermo-deformation treatment and results of mechanical properties testing

Серия	$T_k, ^\circ\text{C}$	$T_{cm}, ^\circ\text{C}$	$v_{охл}, ^\circ\text{C}/\text{c}$	$\sigma_B, \text{МПа}$	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\delta, \%$
1	900	650	10 – 15	600 – 765	600 – 650	12 – 18
2	860 – 880	550 – 600	≤ 10	609 – 730	496 – 630	22 – 31
3	820 – 870	≤ 550	18 – 34	443 – 737	341 – 678	18 – 38

ности ($\sigma_{0,2}$, σ_B) полученного проката изменяются в довольно широких пределах. Для сталей серии 3 этот диапазон намного больше, что обусловлено более широким интервалом концентраций углерода и микролегирующих (табл. 1), а также различием в скоростях охлаждения. В рамках каждой серии при увеличении концентраций микролегирующих компонентов Nb, Ti, V и Mo наблюдается рост значений $\sigma_{0,2}$, σ_B . Наиболее высокие значения характеристик прочности для сталей серии 1 получены при комплексном микролегировании Nb–Ti–Mo со значительным содержанием титана (0,17 мас. %), $T_k = 900^\circ\text{C}$, $T_{cm} = 650^\circ\text{C}$; для серии 2 – Ti–Mo с максимальным содержанием молибдена (0,24 мас. %), $T_k = 860 - 870^\circ\text{C}$, $T_{cm} = 570 - 590^\circ\text{C}$; для серии 3 – Nb–V–Mo с одновременно высоким содержанием углерода (0,083 мас. %) и молибдена (0,165 мас. %), $T_k = 850 - 870^\circ\text{C}$, $T_{cm} = 510 - 530^\circ\text{C}$. Корреляция между значениями относительного удлинения и показателями прочности отсутствует.

Результаты исследования методом металлографии показали, что все образцы серий 1 и 2, охлажденные с меньшей скоростью, имеют близкую ферритную микроструктуру, в то время как микроструктура образцов серии 3 после охлаждения с более высокой скоростью представляла собой преимущественно бейнитный феррит. Исключением был прокат сталей без молибдена, который имел относительно высокое содержание

углерода и двухфазную ферритно-бейнитную микроструктуру.

Более детальное исследование методом ПЭМ позволило выявить характерные особенности микроструктуры. В образцах проката серий 1 и 2 металлическая матрица состояла из феррита двух морфологических типов: блочного феррита (встречается «игольчатый» феррит) и полигонального (рис. 1). В отдельных сталях по границам зерен наблюдаются выделения цементита размером не более несколько микрон.

Большинство образцов проката серии 3 имеют микроструктуру преимущественно бейнитного феррита (рис. 2, а). Углеродсодержащим компонентом является низкоуглеродистый бейнит (рис. 2, б), в отдельных случаях в небольших количествах присутствуют высокоуглеродистый бейнит и цементит. У образцов сталей без молибдена матрица представляла собой сочетание полиэдрического и бейнитного феррита, а углеродсодержащая фаза, доля которой была выше из-за большего содержания углерода – бейнит и вырожденный перлит. Присутствие преимущественной доли бейнитного феррита в микроструктуре сталей, содержащих молибден, обусловлено, по всей видимости, особенностью молибдена способствовать образованию бейнитной структуры [18].

В большинстве образцов обнаруживаются субмикронные карбонитридные выделения. Их немного,

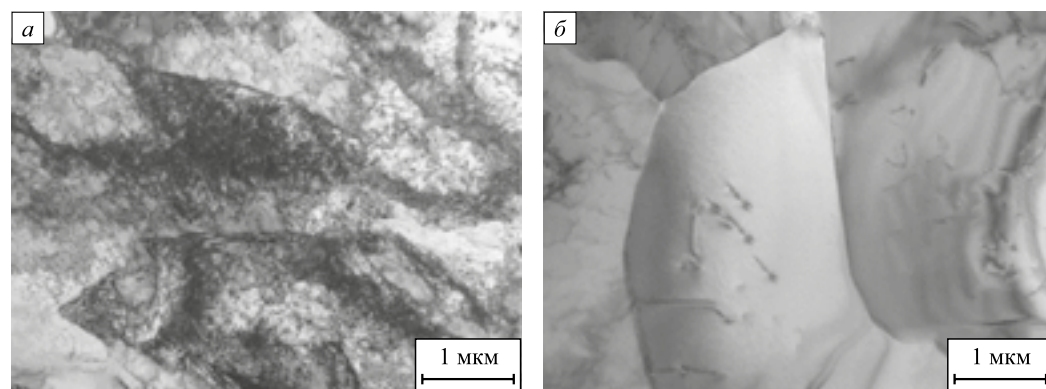


Рис. 1. Типичный вид феррита в прокате сталей серий 1 и 2 двух морфологических типов: а – блочный; б – полигональный. ПЭМ, светлопольные изображения

Fig. 1. Typical image of ferrite in rolled steels of series 1 and 2 of two morphological types: a – block, b – polygonal. TEM, dark-field images

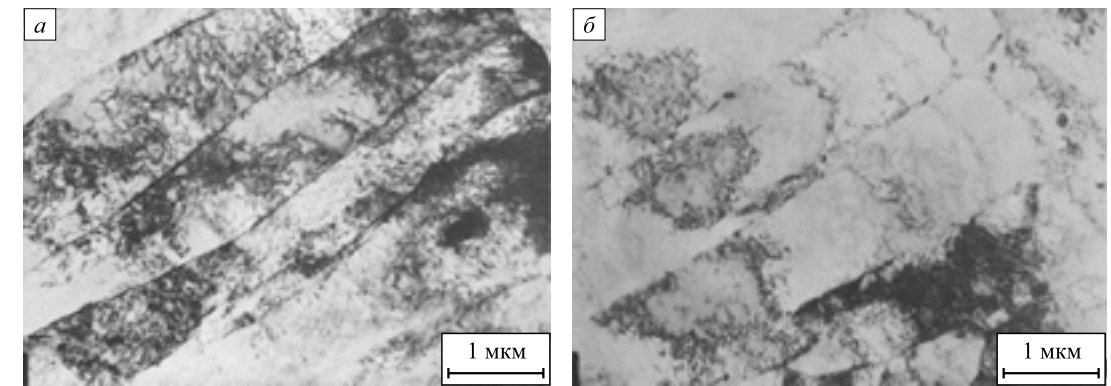


Рис. 2. Типичные структурные составляющие проката сталей серии 3, содержащих молибден: а – бейнитный феррит; б – низкоуглеродистый бейнит. ПЭМ, светлопольные изображения

Fig. 2. Typical structural components of rolled steels of series 3 containing molybdenum: a – bainitic ferrite, b – low-carbon bainite. TEM, dark-field images

типичные размеры составляют примерно 100 – 200 нм, но есть отдельные более мелкие и более крупные (до ~300 нм) частицы.

Наноразмерные карбидные, карбонитридные выделения наиболее представительны в сталях первой серии и относятся к двум типам: образовавшиеся в аустените (далее – аустенитные) и межфазные. Наблюдаются выделения смешанного типа: образовавшиеся по межфазному механизму, но подросшие в феррите. Ферритных выделений не обнаружено. Аустенитные выделения имеют вытянутую форму, их размер составляет до ~10 нм (в отдельных случаях до ~15 нм) в длину и не более 3 – 4 нм в ширину (рис. 3, а). Наноразмерные выделения межфазного/смешанного типа систематически присутствуют в зернах/блоках, в которых есть аустенитные выделения (рис. 3, а), и в которых их нет (рис. 3, б). Размер наблюдаемых в большинстве участков выделений до 3 – 4 нм, редко встречаются обла-

сти, где межфазные выделения крупнее – до 5 – 6 нм. Согласно работе [7], наличие в составе стали ниобия способствует образованию наноразмерных выделений в аустените и по межфазному механизму. Однако, несмотря на максимальную концентрацию ниобия (0,11 мас. %) в стали Nb–Ti, количество таких выделений относительно невелико по сравнению со сталями, содержащими дополнительно молибден, что согласуется с данными о благоприятном влиянии молибдена на зарождение карбидов [3; 18]. Наибольшее количество выделений наблюдается в сталях с комплексной системой микролегирования Nb–Ti–Mo–V и максимальными концентрациями компонентов.

В отличие от сталей серий 1 и 2, в прокате сталей серии 3 наноразмерных выделений меньше, при этом аустенитных и межфазных выделений не обнаружено. В образцах присутствуют только наноразмерные выделения, выделившиеся в феррите размером менее 2 нм,

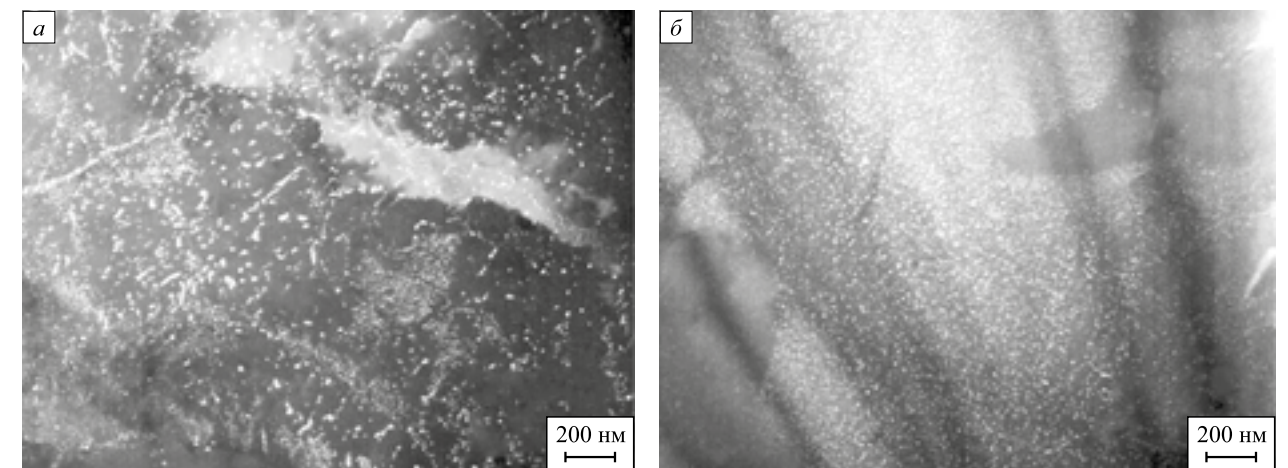


Рис. 3. Типичный вид аустенитных (а) и межфазных (а, б) выделений. ПЭМ, темнопольные изображения в рефлексах карбидов (карбонитридов)

Fig. 3. Typical images of austenite (a) and interphase (a, b) precipitates. TEM, dark-field images in carbide (carbonitride) reflections

в некоторых случаях – до 3 нм. Исключение составляет прокат стали V–Mo, содержащей максимальную концентрацию ванадия. В зернах феррита этой стали выявлена высокая объемная плотность наноразмерных карбонитридов межфазного и смешанного типа размером 2–5 нм, по границам зерен наблюдались более крупные выделения карбонитридов размером до 10–12 нм. Ферритных выделений было мало.

По всей видимости, при высоких скоростях охлаждения после горячей деформации, завершившейся при низких температурах, скорость $\gamma \rightarrow \alpha$ фазового превращения оказывается слишком высокой, подвижность атомов микролегирующих и углерода снижена, и формирование выделений на движущейся фазовой границе не успевает происходить. Поэтому наноразмерные карбидные выделения в этом случае образуются в феррите. В то же время, ванадий имеет более высокую предрасположенность к образованию межфазных карбидных выделений, поскольку благодаря малому размеру атома по сравнению с ниобием, обладает большей диффузионной подвижностью, что позволяет реализовать процесс при более высоких скоростях $\gamma \rightarrow \alpha$ фазового превращения стали [21]. Поэтому, несмотря на высокую скорость охлаждения, в стали с ванадием наблюдается большое количество выделений межфазного и смешанного типа.

Для сталей этой серии наиболее существенным фактором, определяющим уровень характеристик прочности, является высокодислокационная микроструктура бейнитного феррита, которая формируется благодаря высокой скорости охлаждения. Максимальные значения предела прочности (737 МПа) и предела текучести (678 МПа) обусловлены одновременно высоким содержанием в стали углерода и молибдена.

Таким образом, механизм упрочнения, реализуемый в этой серии проката, отличается от предыдущих двух серий, где существенную роль играло дисперсионное твердение.

Выводы

При использовании различных режимов завершающего этапа термодеформационной обработки в зависимости от системы микролегирования реализуются различные механизмы упрочнения.

Наиболее высокие значения характеристик прочности для сталей серии 1 получены при комплексном микролегировании Nb–Ti–Mo со значительным содержанием титана (0,17 мас. %), для серии 2 – Ti–Mo с максимальным содержанием молибдена (0,24 мас. %), для серии 3 – Nb–V–Mo с одновременно высоким содержанием углерода (0,083 мас. %) и молибдена (0,165 мас. %).

Использование более высоких скоростей охлаждения после горячей прокатки для сталей с молибденом способствует формированию микроструктуры бейнитного феррита со значительно более высокой плотно-

стью дислокаций и, как следствие, более высокой прочностью. Однако, в этом случае скорость $\gamma \rightarrow \alpha$ фазового превращения оказывается слишком высокой, формирование межфазных выделений не успевает происходить, поэтому наноразмерные выделения образуются преимущественно в феррите.

Повышенные температуры T_k и T_{cm} способствуют достижению высокого уровня прочности благодаря дисперсионному твердению при реализации механизма межфазного выделения. Количество аустенитных карбидных, карбонитридных выделений больше в случае комплексного Nb–Ti–V–Mo микролегирования. При слишком низких температурах T_k и T_{cm} снижается подвижность атомов микролегирующих элементов и углерода при охлаждении смотанного рулона, что ограничивает выделение наноразмерных выделений для эффективного дисперсионного твердения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Kvackaj T., Bidulská J., Bidulský R. Overview of HSS steel grades development and study of reheating condition effects on austenite grain size changes. *Materials*. 2021;14(8):1988. <https://doi.org/10.3390/ma14081988>
2. Belato Rosado D., De Waele W., Vanderschueren D., Hertelé S. Latest developments in mechanical properties and metallurgical features of high strength line pipe steels. *International Journal of Sustainable Construction and Design*. 2013;4(1):1–10. <https://doi.org/10.21825/scad.v4i1.742>
3. Zaitsev A., Arutyunyan N. Low-carbon Ti–Mo microalloyed hot rolled steels: Special features of the formation of the structural state and mechanical properties. *Metals*. 2021;11(10):1584. <https://doi.org/10.3390/met11101584>
4. Baker T.N. Titanium microalloyed steels. *Ironmaking & Steelmaking*. 2019;46(1):1–55. <https://doi.org/10.1080/03019233.2018.1446496>
5. Дагман А.И., Колдаев А.В., Казарин А.Ю., Арутюнян Н.А. Оценка перспектив замены ниобия ванадием в высокопрочных микролегированных сталях. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2024;(2):82–90. Dagman A.I., Koldaev A.V., Kazarin A.Yu., Arutyunyan N.A. Assessment of the prospects for replacing niobium with vanadium in high-strength microalloyed steels. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2024;(2):82–90. (In Russ.)
6. Almatani R.A., DeArdo A.J. Rational alloy design of niobium-bearing HSLA steels. *Metals*. 2020;10(3):413. <https://doi.org/10.3390/met10030413>
7. DeArdo A.J. Niobium in modern steels. *International Materials Review*. 2003;48(6):371–402. <https://doi.org/10.1179/095066003225008833>
8. Garcia C.I., Hua M., Cho K., DeArdo A.J. On the strength of microalloyed steels. An interpretive review. *Materials Science and Technology*. 2009;25(9):1074–1082. <https://doi.org/10.1179/174328409X455233>
9. Zhang Y., Miyamoto G., Furuhashi T. Enhanced hardening by multiple microalloying in low carbon ferritic steels with interphase precipitation. *Scripta Materialia*. 2022;212:114558. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2022.114558>

10. Cai Y., Wei R., Jin D., Cheng L., Wan X., Wu K. Complex precipitation behavior and mechanism of NbC during ferrite transformation in a HSLA steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2024;55:3208–3213. <https://doi.org/10.1007/s11661-024-07515-4>
11. Salahshoor M., Bardelcik A., Zhou T.T., Cathcart C. The effect of low temperature and strain rate on the mechanical behavior of precipitation-strengthened HSLA steels alloyed with Ti and Nb. *JOM*. 2025;77:3561–3575. <https://doi.org/10.1007/s11837-025-07277-3>
12. Зайцев А.И., Родионова И.Г., Арутюнян Н.А., Дунаев С.Ф. Исследование закономерностей формирования фазовых выделений, структурного состояния и свойств микролегированных низкоуглеродистых сталей ферритного класса. *Металлург*. 2020;(8):21–27. Zaitsev A.I., Rodionova I.G., Arutyunyan N.A., Dunaev S.F. Investigation of regularities of phase precipitation formation, structural state and properties of microalloyed low-carbon steels of ferritic class. *Metallurg*. 2020;(8):21–27. (In Russ.)
13. Lagneborg R., Siwecki T., Zajac S., Hutchinson B. The role of vanadium in microalloyed steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy*. 1999;28:186–241.
14. Koldaev A.V., D'yakonov D.L., Zaitsev A.I., Arutyunyan N.A. Kinetics of the formation of nanosize niobium carbonitride precipitates in low-alloy structural steels. *Metallurgist*. 2017;60:1032–1037. <https://doi.org/10.1007/s11015-017-0404-1>
15. Gladman T. Precipitation hardening in metals. *Materials Science and Technology*. 1999;15(1):30–36. <https://doi.org/10.1179/026708399773002782>

Сведения об авторах

Алексей Игорьевич Дагман, к.т.н., руководитель экспертного направления дирекции по разработке новых технологий процесса, ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат»
ORCID: 0009-0002-3491-6589
E-mail: dagman_ai@nlmk.com

Антон Викторович Колдаев, к.ф.-м.н., директор Научного центра физико-химических основ и технологий металлургии, Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина
E-mail: a.koldaev@chermet.net

Виталий Владимирович Науменко, к.т.н., руководитель программ Дирекции по исследованиям и разработке новых продуктов, ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат»
E-mail: naumenko_vv@nlmk.com

Наталья Анриевна Арутюнян, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник, Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина; научный сотрудник, Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова
ORCID: 0000-0002-8396-9217
E-mail: naarutyunyan@gmail.com

Максим Юрьевич Матросов, к.т.н., заместитель директора Научного центра качественных сталей, Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина
E-mail: mmatrossov0368@gmail.com

Дмитрий Львович Дьяконов, старший научный сотрудник, Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина
E-mail: aberkas@yandex.ru

Information about the Authors

Aleksei I. Dagman, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Expert Direction of the Directorate of Development of New Process Technologies, PJSC “Novolipetsk Metallurgical Plant”
ORCID: 0009-0002-3491-6589
E-mail: dagman_ai@nlmk.com

Anton V. Koldaev, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Director of the Scientific Center for Physico-Chemical Foundations and Technologies of Metallurgy, I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy
E-mail: a.koldaev@chermet.net

Vitalii V. Naumenko, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Program of the Directorate of Development of New Process Technologies, PJSC “Novolipetsk Metallurgical Plant”
E-mail: naumenko_vv@nlmk.com

Nataliya A. Arutyunyan, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher, I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy; Research Associate, M.V. Lomonosov Moscow State University
ORCID: 0000-0002-8396-9217
E-mail: naarutyunyan@gmail.com

Maksim Yu. Matrossov, Cand. Sci. (Eng.), Deputy Director of the Scientific Center for Quality Steel, I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy
E-mail: mmatrossov0368@gmail.com

Dmitrii L. D'yakonov, Senior Researcher, I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy
E-mail: aberkas@yandex.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. И. Дагман – постановка задачи, научное руководство, выбор систем микролегирования, обобщение полученных результатов исследования, редактирование заключительной версии статьи.

А. В. Колдаев – постановка задачи, обоснование выбора химических составов сталей, организация и контроль проведения выплавки сталей и определения химического состава, анализ полученных результатов исследования.

В. В. Науменко – обоснование выбора параметров термометаллургической обработки, организация и контроль проведения горячей прокатки, отбора и приготовления образцов для исследования.

Н. А. Арутюнян – анализ литературных источников, систематизация полученных результатов и подготовка базовой версии статьи.

М. Ю. Матросов – проведение механических испытаний и исследования микроструктуры методом оптической микроскопии, анализ результатов.

Д. Л. Дьяконов – проведение исследования методом просвечивающей электронной микроскопии.

A. I. Dagman – problem statement, scientific guidance, choice of microalloying systems, generalization of results, editing the article final version.

A. V. Koldaev – problem statement, substantiation for the choice of steel chemical compositions, organization and control of steel smelting and determination of chemical composition, analysis of results.

V. V. Naumenko – substantiation for the choice of thermo-deformation treatment parameters, organization and control of hot rolling, selection and preparation of samples.

N. A. Arutyunyan – analysis of literary data, systematization of results, preparation of the article basic version.

M. Yu. Matrosov – mechanical testing, microstructure study using optical microscopy, analysis of results.

D. L. D'yakonov – conducting the experiments using transmission electron microscopy.

Поступила в редакцию 28.04.2025

После доработки 12.05.2025

Принята к публикации 28.08.2025

Received 28.04.2025

Revised 12.05.2025

Accepted 28.08.2025