



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-70-78>
УДК 669.017

Поступила 20.09.2021
Received 20.09.2021

ПОЛУЧЕНИЕ, СОСТАВ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

Ф. Г. ЛОВШЕНКО, Белорусско-Российский университет,
г. Могилев, Беларусь, пр. Мира 43. E-mail: lovshenko2014@yandex.ru
Е. И. МАРУКОВИЧ, Институт технологии металлов НАН Беларуси,
г. Могилев, Беларусь, ул. Бялыницкого-Бирули, 11.
И. А. ЛОЗИКОВ, А. И. ХАБИБУЛЛИН, Белорусско-Российский университет,
г. Могилев, Беларусь, пр. Мира 43.

Несмотря на значительное количество работ в области механически легированных сплавов и, прежде всего, на основе алюминия и меди, исследования, направленные на создания механически легированных сталей, крайне ограниченные. В связи с этим настоящая работа, целью которой является установление закономерностей формирования фазового состава, структуры и свойств при реализации технологии получения механически легированных жаропрочных сталей, представляется важной и актуальной.

Основой для разработки механически легированных сталей явились результаты многолетних исследований, выполненных в Белорусско-Российском университете и направленных на изучение механически и термически активированных структурно-фазовых превращений, имеющих место на всех технологических этапах получения механически легированных металлических сплавов. В данной статье в обобщенном виде представлены заключительные результаты исследований, раскрывающие закономерности протекания этих превращений, являющиеся надежной научной базой для создания механически легированных комплексно-упрочненных жаропрочных сталей.

Ключевые слова. Жаропрочные стали, технология получения, механическое легирование, состав, структура, свойства.
Для цитирования. Ловшенко, Ф. Г. Получение, состав, структура и свойства механически легированных жаропрочных сталей / Ф. Г. Ловшенко, Е. И. Марукович, И. А. Лозиков, А. И. Хабибуллин // *Литье и металлургия*. 2021. № 4. С. 70–78. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-70-78>.

PREPARATION, COMPOSITION, STRUCTURE AND PROPERTIES OF MECHANICALLY ALLOYED HEAT-RESISTANT STEELS

F. G. LOVSHENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.
E-mail: lovshenko2014@yandex.ru
E. I. MARUKOVICH, Institute of Technology of Metals of National Academy of Sciences of Belarus,
Mogilev, Belarus, 11, Bialynitskogo-Biruli str.
I. A. LOZIKOV, A. I. KHABIBULIN, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.

Despite a significant amount of work in the field of mechanically doped alloys and, above all, based on aluminum and copper, research aimed at creating mechanically doped alloys is extremely limited. In this regard, the following work aimed at to establishing the regularities of the formation of the phase composition, structure, and properties in the implementation of the technology for obtaining mechanically doped heat-resistant steels, is important and relevant.

The basis for the development of mechanically doped alloys were the results of long-term research carried out at the Belarusian-Russian University and aimed at studying mechanically and thermally activated structural phase transformations taking place at all the technological stages of obtaining mechanically doped metal alloys. In this article, in a generalized form the final research results are presented, revealing the patterns of these transformations, which are a reliable scientific basis for the creation of mechanically doped complex-hardened heat-resistant steels.

Keywords. Heat-resistant steels, production technology, mechanical alloying, composition, structure, properties.
For citation. Lovshenko F. G., Marukovich E. I., Lozikov I. A., Khabibulin A. I. Preparation, composition, structure and properties of mechanically alloyed heat-resistant steels. *Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 4, pp. 70–78. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-4-70-78>.

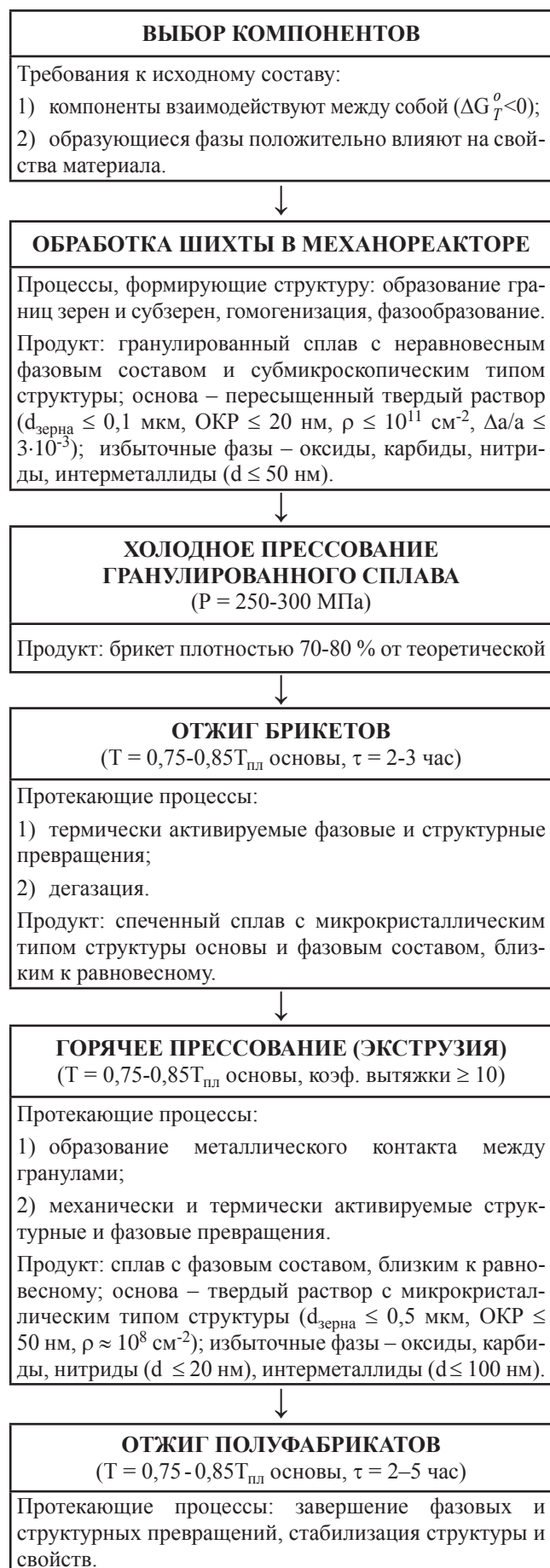


Рис. 1. Схема типовой технологии получения МЛ сплавов

Методика исследования, исходные материалы и оборудование

Основными технологическими этапами изготовления механически легированных высокопрочных материалов для производства деталей машин, инструментальной оснастки и изделий различного функционального назначения с заданным комплексом физико-механических свойств, работающих в жестких температурно-силовых условиях, являются: выбор легирующих компонентов; обработка шихты в механореакторе; холодное прессование гранулированной композиции; термическая обработка холоднопрессованных брикетов; горячее прессование (экструзия) и получение полуфабрикатов; отжиг полуфабрикатов. Схема типовой технологии получения материалов, а также наиболее значимые процессы и характеристики продуктов на всех этапах ее реализации представлены на рис. 1.

Разрабатываемые механически легированные жаропрочные стали по химическому составу являются аналогами классических литых, относящиеся по структуре после нормализации к перлитному (12X1MФ – 0,12% С, 1,1% Cr, 0,3% Mo, 0,2% V), мартенситному (15X11MФ – 0,15% С, 11% Cr, 0,7% Mo, 0,3% V) и аустенитному (12X18H10T – 0,14% С, 18% Cr, 10% Ni, 0,5% Ti) классам, а также конструкционной стали общего назначения 12X2H4 (0,14% С, 1,5% Cr, 3,5% Ni).

Исходными компонентами в разработанных авторами сталях служили стандартные порошки железа ПЖ2М2 (ГОСТ 9849–74), никеля ПНК-ОТ2 (ГОСТ 9722–79), порошки технически чистых металлов с размером частиц менее 150 мкм: хрома, молибдена, титана, ванадия, алюминия. Хром вводили в виде порошка ПХ-30 (ГОСТ 13084–88). Концентрация кислорода и углерода в железном порошке ПЖ2М2 составляла 0,15–0,25% и учитывалась при определении состава композиции. Дополнительно с целью связывания кислорода, находящегося в виде примеси в порошке ПЖ2М2 в количестве примерно 0,25%, в стабильный оксид в шихту вводили 0,3% алюминия. Согласно расчету, это обеспечивало образование 0,57% Al_2O_3 , эффективно выполняющего роль упрочняющей фазы. Кроме того, наряду со сталью 12X18H10T, имеющей химический состав, близкий к классическому, исследовали сталь, дополнительно легированную Al (1,0%) и MoO_3 (5,3%), взятыми в количестве, стехиометрически необходимом для связывания первого в Al_2O_3 (3,8%).

В результате протекания механически и термически активируемых превращений элементы,

имеющие высокое сродство к кислороду (Al и Cr) или углероду (Cr, V и Ti), связывают кислород и углерод в термодинамически стабильные оксиды (Al_2O_3 и Cr_2O_3) и карбиды (Cr_7C_3 , VC, TiC), обеспечивающие дисперсное упрочнение.

Механическое легирование проводили в энергонапряженной вибромельнице при оптимальных параметрах процесса обработки: ускорение рабочих тел – $140 \text{ м} \cdot \text{с}^{-2}$, степень заполнения помольной камеры рабочими телами – 80%, отношение объемов рабочих тел и шихты – 10, температура в помольной камере – $50 \text{ }^\circ\text{C}$, время обработки – 8 ч. Для сравнительного анализа использовали также материалы, изготовленные из шихты, полученной в смесителе типа «пьяная» бочка. Продолжительность смешивания составляла 2 ч.

Производство брикетов плотностью 70% от теоретической осуществляли холодным двухсторонним прессованием шихты в стальной пресс-форме.

Полуфабрикаты (прутки диаметром 10 мм) изготавливали методом горячего прессования (экструзией) с коэффициентом вытяжки 12. Температура нагрева брикетов составляла $1100 \text{ }^\circ\text{C}$, матрицы – $600 \text{ }^\circ\text{C}$.

Результаты исследования

Анализ структурно-фазовых превращений

Равновесный фазовый состав сплавов получен расчетом для адиабатических условий протекания процесса. Согласно результатам термодинамического анализа (табл. 1), стали имеют сложный фазовый состав, включающий, кроме твердого раствора легирующих элементов в основе (железе), ряд оксидов и карбидов.

В стали 15X1MФ все легирующие элементы в железе связаны в карбиды и оксиды, а основой ее является железо.

Сталь 15X2H4 содержит Cr_3C_2 (0,86%), Cr_7C_3 (0,40%), Cr_2O_3 (0,58%) и Al_2O_3 (0,57%). Никель растворяется в α -Fe. Суммарное содержание упрочняющих фаз составляет 2,4%.

В стали 15X11MФ, как и в предыдущих системах, в равновесных условиях образуются небольшие количества упрочняющих фаз: оксидов алюминия и хрома (по $\approx 0,57\%$); карбидов Cr_7C_3 (0,88%), VC (0,37%). Остальной хром растворяется в ОЦК-железе. Суммарное содержание упрочняющих фаз составляет 2,4%.

В стали 15X18H10T вероятно образование оксидов алюминия Al_2O_3 и титана Ti_2O_3 (по $\approx 0,57\%$), карбида хрома Cr_7C_3 (1,3%) и титана TiC (0,17%). Остальная часть хрома и весь никель растворяются в γ -Fe. Суммарное содержание упрочняющих фаз составляет 2,6%.

Таблица 1. Фазовый состав материалов

Обозначение	Исходный состав, мас. %	Фазовый состав	
		равновесный	МЛ и ТО (отжиг $t = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 2 \text{ ч}$) композиции
15X2H4	94,3% Fe, 0,15% C, 1,5% Cr, 3,5% Ni, 0,3% Al, 0,25% O	97,6% (96,4% Fe + 3,6% Ni) _{ss} + + 0,58% Cr_2O_3 + 0,57% Al_2O_3 + + 0,86% Cr_3C_2 + 0,40% Cr_7C_3	α -Fe (Ni), Cr_2O_3 , Al_2O_3 , (Cr, Fe) ₃ C ₂
15X1MФ	97,7% Fe, 0,15% C, 1,1% Cr, 0,3% Mo, 0,2% V, 0,35% Al, 0,25% O	97,49% Fe + 0,57% Al_2O_3 + + 0,58% Cr_2O_3 + 0,30% Cr_3C_2 + + 0,48% Cr_7C_3 + 0,32% Mo_2C + + 0,25% VC	α -Fe, Cr_2O_3 , Al_2O_3 , (Fe, Mo, V) ₃ C
15X11MФ	87,9% Fe, 0,15% C, 11% Cr, 0,7% Mo, 0,3% V, 0,3% Al, 0,25% O	97,6% (89,24% Fe + 10,04% Cr + + 0,72% Mo) _{ss} + 0,57% Al_2O_3 + + 0,58% Cr_2O_3 + 0,88% Cr_7C_3 + + 0,37% VC	α -Fe (Cr), Cr_7C_3 , Al_2O_3 , Cr_2O_3
15X18H10T	70,8% Fe, 0,15% C, 18% Cr, 10% Ni, 0,5% Ti, 0,3% Al, 0,25% O	97,42% (72,47% Fe + 17,27% Cr + + 10,26% Ni) _{ss} + 0,57% Al_2O_3 + + 1,3% Cr_7C_3 + 0,55% Ti_2O_3 + + 0,17% TiC	γ -Fe (Ni, Cr), Cr_7C_3 , Al_2O_3 , Ti_2O_3
15X18H10T (ДУ)	65,5% Fe, 0,15% C, 18% Cr, 10% Ni, 0,5% Ti, 2,4% Mo, 1,3% Al, 2,15% O	93,61% (72,47% Fe + 17,27% Cr + + 10,26% Ni + 2,4% Mo) _{ss} + + Al_2O_3 Al_2O_3 + 1,3% Cr_7C_3 + + 0,55% Ti_2O_3 + 0,17% TiC	γ -Fe (Ni, Cr), Cr_7C_3 , Al_2O_3

Примечание: ss – твердый раствор (solid solution).

Сталь 15X18Н10Т (ДУ) по фазовому составу отличается от стали 15X18Н10Т более высоким содержанием оксида алюминия Al_2O_3 (4,3%), являющегося основной фазой, определяющей степень дисперсного упрочнения. Суммарное содержание упрочняющих фаз составляет 6,7%.

Таким образом, согласно расчету, содержание термически стабильных фаз, определяющих жаропрочность исследуемых сталей, не велико и находится в пределах 1,4–2,6%. Исключение составляет сталь 15X18Н10Т (ДУ), в которой их концентрация достигает 6,7%.

Основными отличиями фазового состава механически легированных порошков сталей от равновесного являются наличие промежуточных соединений, мартенсита, аустенита в ферритных и феррито-перлитных сталях и феррита в аустенитных, а также оксидных и карбидных рентгеноаморфных кластеров. Качественные и количественные отличия в содержании этих фаз в композициях определяют разный характер превращений при отжиге и их влияние на твердость механически легированных порошков (рис. 2). Порошки сталей, полученных механическим легированием, являются комплексно-упрочненными. Они сочетают твердорастворное, дисперсионное, зернограничное и дисперсное упрочнение при превалировании в большинстве случаев двух последних, что определяет высокую твердость материалов (670–840 HV) и снижает ее зависимость от термического воздействия.

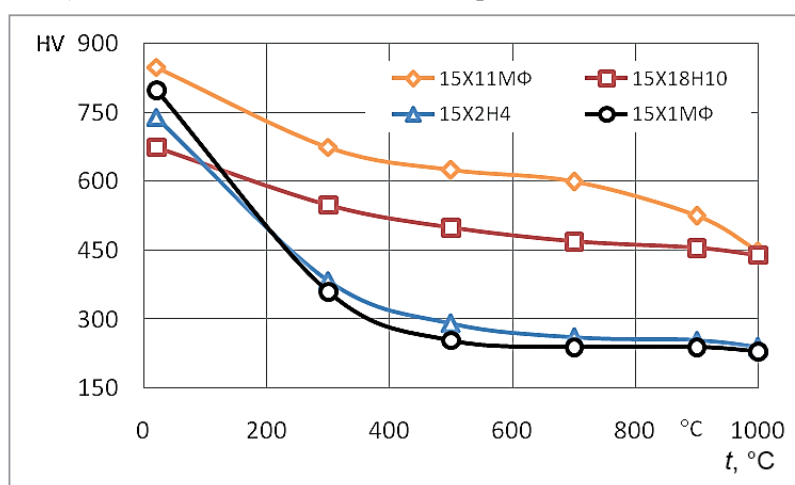


Рис. 2. Зависимость микротвердости частиц механически легированных композиций от температуры отжига ($\tau=5$ ч)

Анализ влияния температуры отжига на микротвердость механически легированных композиций позволяет сделать вывод, что одними из основных видов упрочнения низколегированных сталей 15X1МФ и 15X2Н4 являются твердорастворное и дисперсионное, связанные с образованием и последующим распадом субмикроструктурных областей мартенсита. Первое является результатом многократного ударного воздействия на обрабатываемую в механореакторе композицию, вызывающего пластическую деформацию, разогрев микрообъемов с их последующим охлаждением. Второе имеет место в процессе отжига в области температур, верхнее значение которой достигает 500 °C и приводит к снижению твердости с 650 до 250 HV. Отжиг при 500 °C практически снимает эффект, вызванный мартенситным превращением, в то время как зернограничный и дисперсный виды упрочнений, характерные для механически легированных порошков сталей 15X11МФ, 15X18Н10Т, сохраняются при нагреве до температур, превышающих 1000 °C.

Их суммарная величина существенно зависит от содержания компонентов, способных образовывать термодинамически стабильные фазы, имеющие высокое значение модуля сдвига. К ним относятся хром и алюминий. С увеличением в композиции их концентрации эффект дисперсного упрочнения повышается, что объясняется более полным связыванием этими элементами кислорода и углерода в упрочняющие фазы (Al_2O_3 , Cr_2O_3 , Cr_7C_3), сохраняющиеся в ультрадисперсном состоянии до температур не ниже 1000 °C и надежно стабилизирующие границы зерен и субзерен. Так, низкотемпературный отжиг ($t \leq 500$ °C) высоколегированных сталей 15X11МФ и 15X18Н10Т приводит к снижению микротвердости с 840 до 620 и с 670 до 500 HV соответственно. При дальнейшем повышении температуры отжига до 1000 °C наблюдается тенденция к увеличению размера субзерен и упрочняющих фаз, что может быть причиной монотонного уменьшения микротвердости одной и другой стали до 450 HV. Длительность отжига, изменяющаяся в пределах 2–10 ч, заметного влияния на твердость не оказывает.

Как и следовало ожидать, механически легированные композиции исследуемых сталей, подвергнутых отжигу ($t = 1000$ °С, $\tau = 2$ ч), и компактные материалы, полученные из них горячей экструзией, имеют одинаковый фазовый состав. По сравнению с расчетным для него характерен более узкий круг упрочняющих фаз (оксидов и карбидов), установленных рентгеноструктурным анализом (табл. 1). Кроме приведенных фаз, на рентгенограммах существуют рефлексы, принадлежность которых к той или другой фазе однозначно установить не удалось. Однако во всех случаях фазовые превращения, имеющие место при термическом воздействии на механически легированную композицию, протекают в направлении уменьшения свободной энергии системы.

Согласно результатам металлографических исследований (рис. 3), компактные механически легированные материалы характеризуются высокой однородностью по размеру и дисперсностью структуры основы. Последняя возрастает с увеличением степени легированности материала. Размер зерен основы и включений находится за пределами разрешающей способности оптической микроскопии.

На ультратонкое строение основы и нанометрические размеры термически стабильных включений механически легированных материалов указывают результаты просвечивающей электронной микроскопии и электронографического анализа (рис. 4–6).

Детальное исследование тонкой структуры и фазового состава выполнено на сталях мартенситного (15X11МФ) и аустенитного (15X18Н10Т и 15X18Н10Т-ДУ) классов. Высокотемпературная термическая обработка и последующая горячая экструзия не изменяют типа электронограмм. Как и в механически легированных композициях, они имеют кольцевой характер, но отличаются от последних появлением отдельных крупных точечных рефлексов, что указывает на некоторое увеличение размера зерна. Согласно результатам ПЭМ, размер зерен основы не превышает 0,4 мкм, а размер термически стабильных включений составляет сотые доли микрометра. Имеется определенное различие в строении зерен основы сталей феррито-мартенситного (15X11МФ) и аустенитного (15X18Н10Т) классов. Анализ светлопольных изображений позволяет с высокой степенью достоверности сделать заключение, что зерна стали

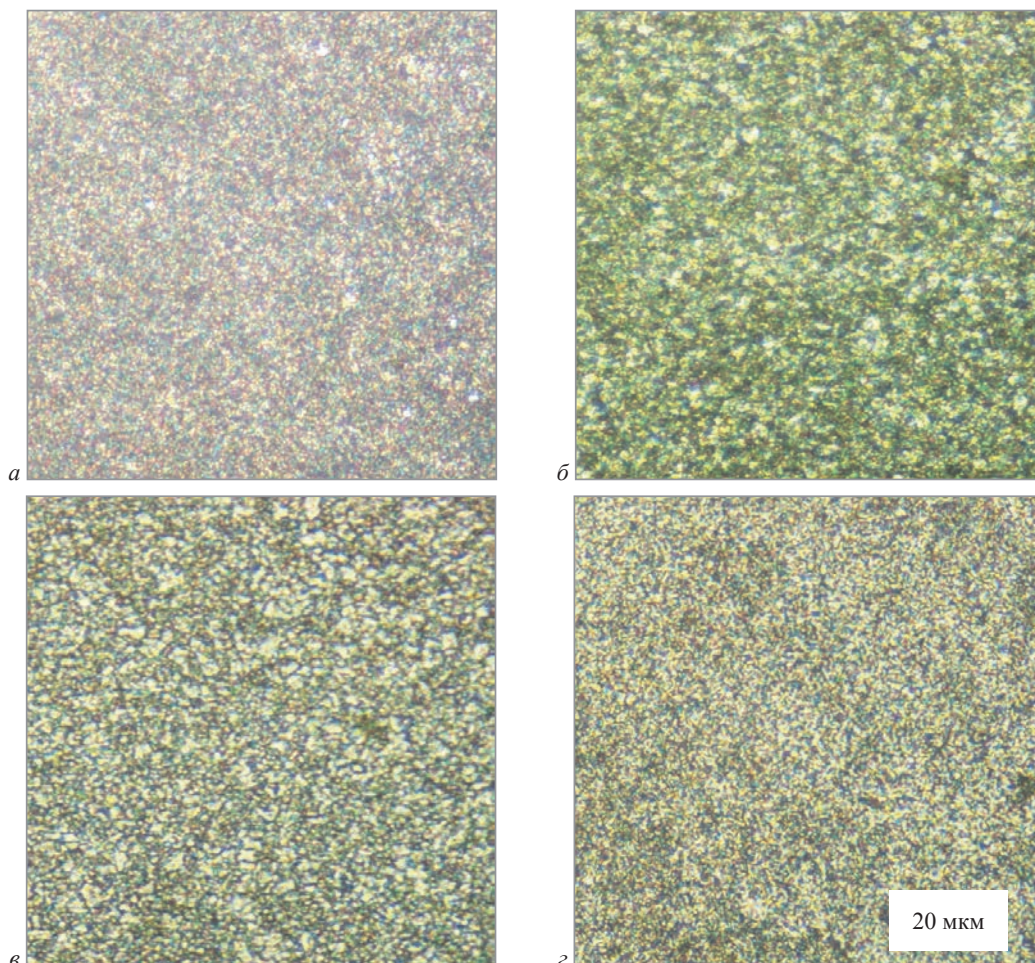


Рис. 3. Микроструктура механически легированных сталей:
а, б – 15X11МФ; в, г – 15X18Н10Т; а, в – после экструзии; б, г – после экструзии и отжига

15X11МФ являются многофазными и представляют собой продукты распада мартенсита (см. рис. 4), в то время как зерна стали 15X18Н10Т в основном однофазные (аустенитные) с отдельными термически стабильными наноразмерными включениями, большинство из которых располагается по границам зерен (см. рис. 5, 6).

Для сталей аустенитного класса установлено, что их основой является твердый раствор хрома и никеля в γ -Fe ($\text{Cr}_{0,19}\text{Fe}_{0,7}\text{Ni}_{0,11}$) с размером зерен менее 0,3 мкм. Зерна твердого раствора фрагментированы на блоки размером менее 50 нм. Наряду с основным твердым раствором в материале 15X18Н10Т присутствуют зерна твердого раствора $\text{Ni}_{2,9}\text{Cr}_{0,7}\text{Fe}_{0,36}$, во втором – $\text{CrFe}_{2,32}\text{MoNi}$. По границам и внутри

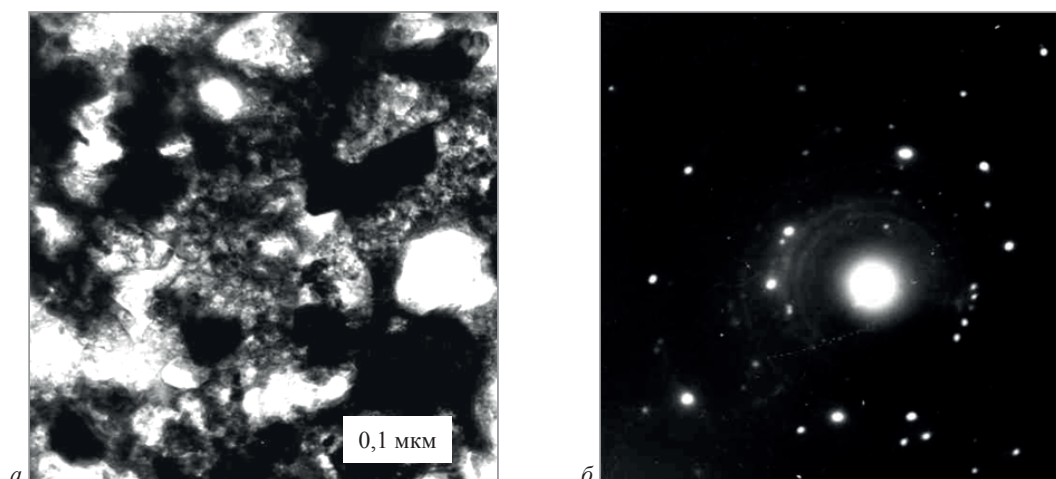


Рис. 4. Структура (а) и микроэлектроннограмма (б) механически легированной стали 15X11МФ (ПЭМ)

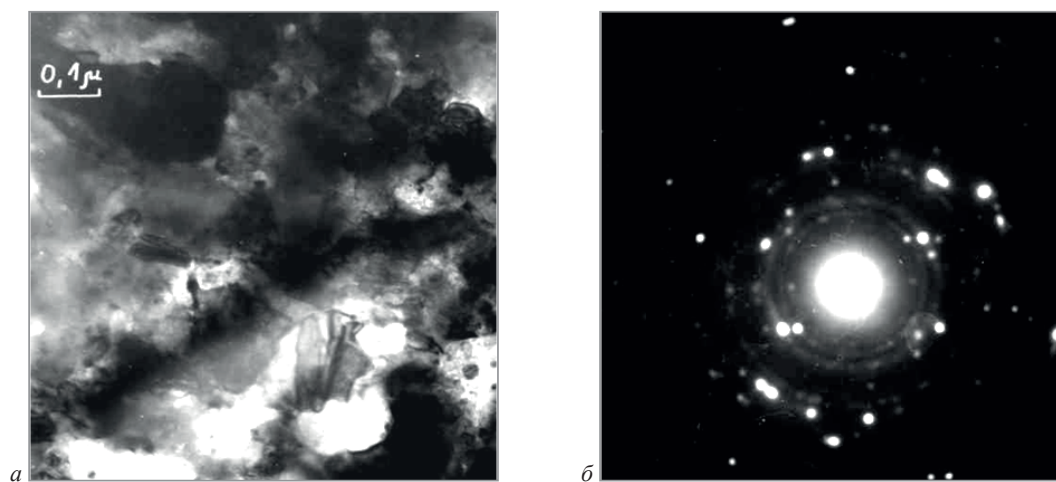


Рис. 5. Структура (а) и микроэлектроннограмма (б) механически легированной стали 15X18Н10Т (ПЭМ)

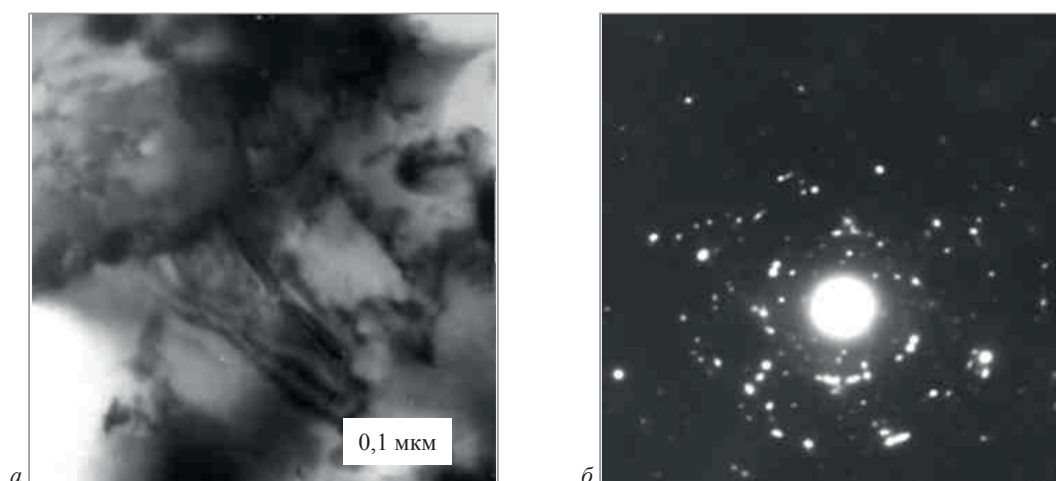


Рис. 6. Структура (а) и микроэлектроннограмма (б) механически легированной стали 15X18Н10-ДУ (ПЭМ)

зерен твердых растворов располагаются фазы Cr_2O_3 , Cr_7C_3 , Cr_3C_2 , образовавшиеся в результате протекания механически и термически активируемых превращений. В стали 15X18H10T-ДУ дополнительно идентифицирована фаза Al_2O_3 . Синтезированные оксиды (Al_2O_3 , Cr_2O_3) и карбиды (Cr_7C_3 , Cr_3C_2) имеют размеры менее 30 нм и обуславливают дисперсное упрочнение материалов.

При этом следует отметить отличие в строении электронограмм сталей 15X18H10T и 15X18H10T-ДУ (см. рис. 5 и 6). Сравнение их позволяет сделать однозначный вывод об измельчении основы и более сложном фазовом составе второй стали, обусловленном дополнительным легированием Al (1 %) и MoO_3 (5,3 %), взятом в количестве, стехиометрически необходимом для связывания первого в Al_2O_3 (3,8 %).

Можно с уверенностью утверждать, что фазой, вызывающей основной эффект дисперсного упрочнения, в этом случае является термодинамически стабильный и имеющий высокое значение модуля сдвига оксид алюминия, образующийся в результате механически и термически активируемого взаимодействия между указанными легирующими компонентами.

Механические свойства механически легированных сталей

Особенности структуры и фазового состава материалов, полученных по технологии, основанной на реакционном механическом легировании (РМЛ), определяют их механические свойства. По сравнению с традиционным смешиванием применение реакционного механического легирования приводит к увеличению твердости и предела прочности экструдированных материалов в 1,5–3,0 и 1,4–2,2 раза соответственно. Причем наибольший эффект достигается у высоколегированных сталей (табл. 2).

Так, механически легированная сталь 15X11MФ (М) имеет твердость 54 HRC и предел прочности при растяжении 1410 МПа, а у стали, полученной по традиционной технологии, значения этих показателей равны 18HRC и 630 МПа соответственно. У механически легированной стали аустенитного класса твердость достигает 46 HRC, а предел прочности – 1140 МПа.

Результаты исследования влияния отжига на механические свойства (табл. 2, рис. 7) позволяют сделать однозначный вывод, что стали, полученные с использованием технологии, основанной на РМЛ, стойки против рекристаллизации при нагреве до температур выше 800–1000 °С.

Т а б л и ц а 2. Механические свойства железных материалов

Обозначение	Механические свойства					
	после экструзии			после экструзии и отжига (800 °С)		
	HRC	σ_B , МПа	δ , %	HRC	σ_B , МПа	δ , %
15X2H4	15	540	17	12	510	21
15X2H4(М)	24	764	14	23	754	16
15X1MФ	15	510	21	12	470	24
15X1MФ(М)	26	770	14	24	740	14
15X11MФ	18	630	16	14	560	24
15X11MФ(М)	54	1410	3	49	1337	7
15X18H10T	26	690	17	26	764	26
15X18H10T(М)	46	1140	6	42	1150	12

Примечание. (М) – материал получен механическим легированием.

Недостатком механически легированных материалов является их пониженная пластичность, однако он в значительной мере устраняется отжигом при 800 °С (табл. 2). Подобное сочетание свойств обусловлено их структурой, характеризующейся высокоразвитой границей зерен, стабилизированных дисперсными включениями термодинамически стабильных оксидов хрома и алюминия и карбида хрома, сформировавшихся в процессе реализации технологии в результате протекания механически и термически активируемого взаимодействия между хромом и алюминием, с одной стороны, и кислородом и углеродом с другой. Наличие дисперсного упрочнения обуславливает высокую температуру рекристаллизации механически легированных сталей и, как следствие, их высокую жаропрочность.

Влияние температуры испытаний на прочность исследовано на материалах 15X1MФ и 15X18H10T (табл. 3 и 4). Для сравнения приведены взятые из [6,7] значения кратковременной (числитель) и длительной (знаменатель) прочности классических литых сталей 15X1MФ и 08X18H10T, подвергнутых типовой термической обработке.

Таблица 3. Влияние температуры испытаний на длительную прочность механического легирования материала и стандартной стали 15X1MФ

Температура испытаний, °С	Прочность, МПа	
	механического легирования материала σ_{10}	стандартной стали σ_{100}
500	660/600	510/400
550	420/300	340/250
600	280/180	200/120

Таблица 4. Влияние температуры испытаний на прочность механического легирования стали 15X18H10T и стандартной стали 08X18H10T

Температура испытаний, °С	Прочность, МПа	
	механического легирования стали σ_{10}	стандартной стали σ_{100}
600	690/350	380/250
700	530/300	240/120
800	410/250	160/–

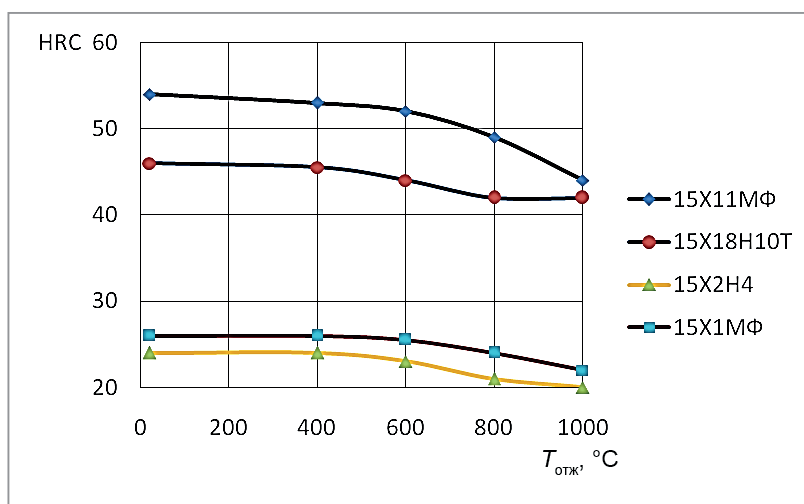


Рис. 7. Влияние температуры отжига на твердость механически легированных сталей

Из таблиц следует, что материалы на основе железа, полученные с применением РМЛ, по прочности и жаропрочности превосходят классические литые стали, что особенно очевидно на сталях аустенитного класса. Механически легированная сталь 15X18H10T, относящаяся исходя из состава к классу гомогенных сталей, неупрочняемых термической обработкой, в результате дисперсного упрочнения не уступает, а при высоких температурах превосходит лучшие дисперсионно-твердеющие аустенитные стали.

По сравнению с другими методами производства дисперсно-упрочненных железных материалов (смешивание тонких порошков, термическое разложение солей с последующим селективным восстановлением и др.) реакционное механическое легирование имеет технологические, экономические, экологические преимущества. Кроме того, применение его позволяет формировать комплексно-упрочненные материалы, сочетающие зернограничное, дисперсное и дисперсионное виды упрочнения с субмикро- или микрокристаллическим типом структуры основы, обеспечивающие повышение прочности в 1,5–1,7 раза.

Выводы

Приведенные результаты позволяют сделать однозначный вывод, что механическое легирование является эффективной технологией получения сталей со структурой основы микрокристаллического типа с размером зерен $\leq 0,4$ мкм, разделенных на блоки величиной $\leq 0,1$ мкм, закрепленных термодинамически стабильными включениями оксидов размером ≤ 20 нм, карбидов и интерметаллидов величиной ≤ 100 нм. В общем случае для них характерно комплексное упрочнение, сочетающее дисперсное, зернограничное, дисперсионное и твердорастворное, что обеспечивает их высокую жаропрочность и способность длительно эксплуатироваться в широком интервале температур, максимальное значение которой превышает $0,7T_{пл}$ основы. Материалы по своим основным механическим свойствам в 1,3–1,7 раза превышают аналоги.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ловшенко, Ф. Г. Теоретические и технологические аспекты создания наноструктурных механически легированных материалов на основе металлов/ Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2005. 276 с.

2. **Ловшенко, Г.Ф.** Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов / Г.Ф. Ловшенко, Ф.Г. Ловшенко, Б.Б. Хина. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2008. 679 с.
3. **Ловшенко, Ф.Г.** Композиционные наноструктурные механически легированные порошки для газотермических покрытий / Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2013. 215 с.
4. **Ловшенко, Ф.Г.** Закономерности формирования фазового состава, структуры и свойств механически легированных материалов / Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2016. 420 с.
5. **Ловшенко, Ф.Г.** Механически легированные жаропрочные порошки для производства изделий аддитивными технологиями / Ф.Г. Ловшенко, А.С. Федосенко. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2019. 404 с.
6. **Гуляев, А.П.** Металловедение: учеб. для вузов / А.П. Гуляев. М.: Metallurgia, 1986. 544 с.
7. Композиционные материалы: справ. Киев: Наукова думка, 1985. 592 с.

REFERENCES

1. **Lovshenko F.G., Lovshenko G.F.** *Teoreticheskiye i tekhnologicheskiye aspekty sozdaniya nanostrukturnykh mekhanicheskii legirovannykh materialov na osnove metallov* [Theoretical and technological aspects of creating nanostructured mechanically alloyed materials based on metals]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij Universitet Publ., 2005, 276 p.
2. **Lovshenko G.F., Lovshenko F.G., Khina B.B.** *Nanostrukturnyye mekhanicheskii legirovannyye materialy na osnove metallov* [Nanostructured mechanically alloyed materials based on metals]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij Universitet Publ., 2008, 679 p.
3. **Lovshenko F.G., Lovshenko G.F.** *Kompozitsionnyye nanostrukturnyye mekhanicheskii legirovannyye poroshki dlya gazotermicheskikh pokrytij* [Composite nanostructured mechanically alloyed powders for thermal spray coatings]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij Universitet Publ., 2013, 215 p.
4. **Lovshenko F.G., Lovshenko G.F.** *Zakonomernosti formirovaniya fazovogo sostava, struktury i svoystv mekhanicheskii legirovannykh materialov* [Regularities of the formation of phase composition, structure and properties of mechanically alloyed materials]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij Universitet Publ., 2016, 420 p.
5. **Lovshenko F.G., Fedosenko A.S.** *Mekhanicheskii legirovannyye zharoprochnyye poroshki dlya proizvodstva izdelij additivnymi tekhnologiyami* [Mechanically alloyed heat-resistant powders for the production of products by additive technologies]. Mogilev, Belorussko-Rossiiskij Universitet Publ., 2019, 404 p.
6. **Gulyaev A.P.** *Metallovedeniye: uchebnik dlya vuzov* [Metal Science: a textbook for universities]. Moscow: Metallurgy Publ., 1986, 544 p.
7. *Kompozitsionnyye materialy: spravochnik* [Composite Materials]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1985, 592 p.