

.....

Технические науки

.....

Территория новых возможностей. Вестник Владивостокского государственного университета. 2022. Т. 14, № 4. С. 84–93
The Territory of New Opportunities. The Herald of Vladivostok State University. 2022. Vol. 14, № 4. P. 84–93

Научная статья
УДК 669.15`74-194:539.4.015
DOI: <https://doi.org/10.24866/VVSU/2949-1258/2022-4/084-093>

Высокопрочные немагнитные сплавы на Fe-Mn основе

Доценко Валентин Антонович

Белоус Игорь Александрович

Владивостокский государственный университет
Владивосток. Россия

***Аннотация.** Исследованы прочностные свойства ($\sigma_{0,2}$, σ_B , $\delta_{\%}$, $\Psi_{\%}$) сплавов Fe-Mn (20–25%), дополнительно легированных кремнием, кобальтом, ниобием и углеродом. Показано, что комбинированными методами упрочнения (старения, ТМО (термомеханической обработки)) в данных сплавах можно получить высокие прочностные свойства при удовлетворительной пластичности и сохранении их немагнитности. Наиболее высокие прочностные свойства при удлинении 20–25% после отжига при 950 °С достигаются в сплавах, содержащих 20–23% марганца и дополнительно легированные ≈2% Si. Реализация $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения в процессе деформации при комнатной температуре (количество ϵ -фазы достигает примерно 75%) ответственна за более высокую упрочняемость сплавов.*

***Ключевые слова:** комбинированное легирование; нестабильные, немагнитные стали; прочность, пластичность.*

***Для цитирования:** Доценко В.А., Белоус И.А. Высокопрочные немагнитные сплавы на Fe-Mn основе // Территория новых возможностей. Вестник Владивостокского государственного университета. 2022. Т. 14, № 4. С. 84–93. DOI: <https://doi.org/10.24866/VVSU/2949-1258/2022-4/084-093>.*

.....

Technical sciences

.....

Original article

High-strength non-magnetic alloys based on Fe-Mn

Valentin A. Dotsenko

Igor A. Belous

Vladivostok State University
Vladivostok. Russia

***Abstract.** The strength properties of Fe-Mn (20–25%) alloys additionally alloyed with silicon, cobalt, niobium and carbon have been studied. It is shown that by combined methods of hardening (aging, TMT (thermomechanical treatment)) it is possible to obtain high strength properties in these alloys*

© Доценко В. А., 2022

© Белоус И. А., 2022

with satisfactory plasticity and preservation of their non-magnetic properties. The highest strength properties at an elongation of 20–25 % after annealing at 950 °C are achieved in alloys containing 20–23 % manganese and additionally alloyed with ≈2 % Si. The implementation of the $\gamma \rightarrow \epsilon$ transformation under the process of deformation at room temperature (the amount of ϵ -phase reaches approximately 75 %) is responsible for the higher hardenability of the alloys.

Keywords: combined alloying; unstable, non-magnetic steels; strength, plasticity.

For citation: Dotsenko V.A., Belous I.A. High-strength non-magnetic alloys based on Fe-Mn // *The Territory of New Opportunities. The Herald of Vladivostok State University*. 2022. Vol. 14, № 4. P. 84–93. DOI: <https://doi.org/10.24866/VVSU/2949-1258/2022-4/084-093>.

Введение

Высокомарганцевые аустенитные стали известны более ста лет [1]. Они широко применяются в судостроении, автомобилестроении, мостостроении, гражданском строительстве [2, 3]. Кроме того, данные стали обладают высокой кавитационной стойкостью, меньшей склонностью к разбуханию при облучении и отличаются низкой стоимостью [4].

За последние годы интерес к высокомарганцевым аустенитным сталям возрос, так как их начали использовать в качестве конструкционных материалов с уникальным сочетанием прочности и пластичности [5–7].

Одной из особенностей высокомарганцевых сплавов является сохранение их немагнитности при наличии мартенситного $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения. Это даёт возможность за счёт влияния дополнительного легирования и различного вида термомеханических обработок на $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращение использовать двухфазные Fe-Mn сплавы в качестве немагнитных материалов с повышенной прочностью.

Основная часть

Технологии подготовки образцов и методы эксперимента

Сплавы выплавляли в индукционной печи в атмосфере аргона (содержание углерода – менее 0,01 %). Слитки весом 500 г проковывали на прутки \varnothing 12 мм, из которых после закалки от 1150 °C изготавливались образцы для исследований. Сплавы, легированные ниобием, углеродом и кремнием, выплавляли в 50-килограммовой индукционной печи.

Слитки гомогенизировали при 1150 °C в течение 12 ч и проковывали на прутки \varnothing 12 мм² и пластины 6×15 мм². После прокатки пластин при комнатной температуре до толщины 1–1,5 мм заготовки закаливали в воде от 1150 °C и из них изготавливали образцы для исследований. Рентгеновские исследования фазового состава проводили в железном излучении на аппарате УРС-50ИМ с автоматической регистрацией интерференционных линий, электронно-микроскопические исследования – на микроскопе ЭМВ-100Л при ускоряющем напряжении 100 кВ. Температура начала мартенситных превращений определялась на дифференциальном dilatометре типа Шевенара. Деформация осуществлялась на лабораторном прокатном стане и на установке ИМАШ-5С-65; образцы для испытаний имели нестандартную форму (рабочее сечение – 1×10 мм²). Механические испытания проводили на машине ИМ-4Р с диаграммной записью.

Определение прочностных свойств при повышенных температурах осуществлялось на установке ИМАШ-5С-65. Образцы, обработанные на установке в

различных режимах ТМО, использовали для установления связи между фазовым составом, структурными изменениями фаз и механическими свойствами. На основе полученных данных об относительных изменениях прочностных свойств выбирали тепловые режимы деформации прокаткой.

Влияние ниобия на фазовые превращения в сплаве Г20

Дилатометрические кривые сплава Г20 и сплава Г20 с 0,14% Nb практически совпадают, но по мере дальнейшего увеличения содержания ниобия температура M_s понижается, количество ϵ -фазы, по сравнению с данными для сплава Г20 в закаленном состоянии, возрастает (табл. 1). При этом согласно дилатометрическим и рентгеновским исследованиям оптимальное содержание ниобия для наиболее полной $\gamma \rightarrow \epsilon$ перестройки составляет $\sim 0,7\%$. При наличии в сплаве 1,2% Nb наблюдается тенденция к снижению склонности сплава к образованию ϵ -фазы.

Таблица 1

Влияние содержания ниобия на количество ϵ -фазы и температуру мартенситного превращения в сплавах

Содержание ниобия*, %	M_s , °C	Содержание ϵ -фазы, %
0,14	145	25
0,31	135	38
0,69	125	52
1,17	105	33

Примечание: * – содержание углерода менее 0,01 %.

При рассмотрении влияния 0,7–1,2% Nb на фазовые превращения в сплавах Г20 следует остановиться на изменении их склонности к образованию α -мартенсита. Это проявляется, с одной стороны, в активизации при малых степенях деформации образования α -фазы, а с другой – в том, что количество ферромагнитной фазы при больших деформациях почти не зависит от степени деформации. Так, в сплаве с 1,17% Nb согласно магнитометрическим исследованиям при растяжении на 3–4% возникает 5–7% α -фазы, хотя в разорванных образцах при наличии 25% ϵ -фазы содержание α -мартенсита не превышало 12–10%.

Электронно-микроскопические и металлографические исследования показали, что как по расположению ϵ -фазы внутри зерна, так и по наличию большого количества дефектов упаковки в аустените структура сплава 20Г20Б, полученная после закалки от 1150 °C, подобна наблюдаемой на закаленном сплаве Г20. Отличительной особенностью является наличие крупных, не растворившихся при нагреве на 1150 °C карбидов ниобия, которые преимущественно располагались внутри зерен (рис. 1, 2).

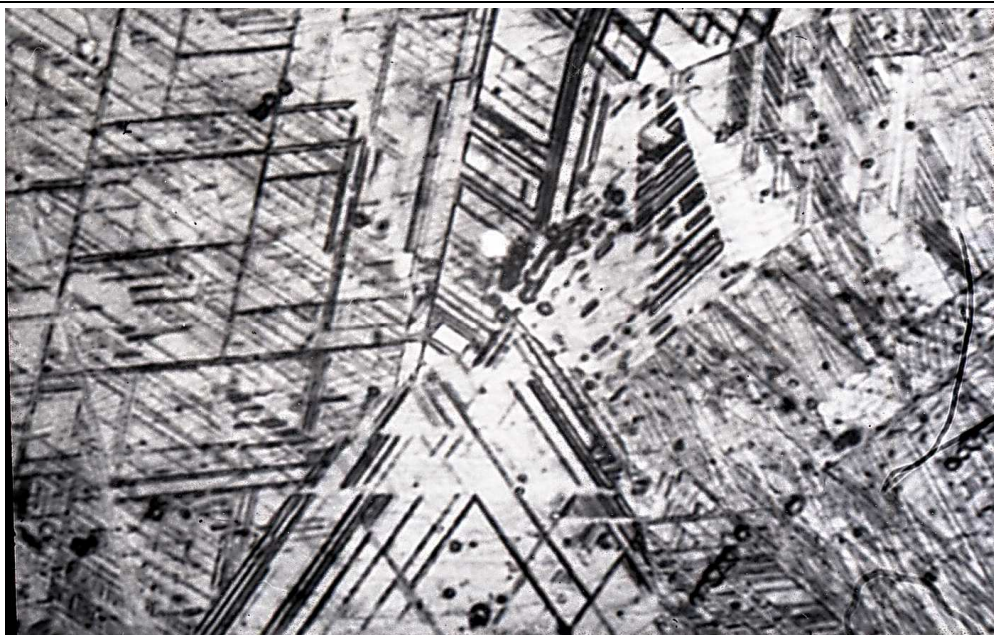


Рис. 1. Структура сплава 20Г20 (исходное состояние)



Рис. 2. Структура сплава 20Г20 (после старения при 400 °С, деформация при 100 °С на 16 %)

Из-за напряжений, возникающих в аустените в процессе охлаждения за счёт разных коэффициентов линейного расширения аустенита и карбидов, вокруг карбидов происходит образование скоплений дислокаций и дефектов упаковки (д.у.). По-видимому, повышенная склонность к образованию д.у. около карбидов при определённых условиях облегчает перестройку аустенита в ϵ -фазу. Исходя из этого предположения можно объяснить равновероятность расположения карбидов как в пластинах в гексагональной фазе, так и в аустените.

Так, согласно результатам структурных исследований повышенное сопротивление деформации в рассматриваемых сплавах определяется наличием карбидов ниобия.

Увеличение температуры закалки до 1300°C (выдержка – 45 мин) приводит к коагуляции карбидов NbC, а не к их растворению. Одновременно происходит снижение пластичности сплава. Однако однозначно считать, что укрупнение карбидов вызывает ухудшение механических свойств, нельзя, так как после такой обработки наблюдается резкое увеличение размера зерна.

Исследование процессов старения на сплаве 20Г20Б показало, что структуры образцов, состаренных при 750°C в течение 6 и 34 ч, идентичны. Характерным для этих структурных состояний является слабое развитие процессов карбидообразования. Местами преимущественного выделения дисперсных карбидов являются дислокации, т.е. имеет место их гетерогенное зарождение. Наблюдаемая в ряде случаев тенденция к формированию за счёт выделений ячеистой структуры позволяет предположить, что в результате наклепа при $\gamma \leftrightarrow \epsilon$ переходах образуется дислокационная ячеистая структура, и граничные дислокации являются местом предпочтительного зарождения NbC. При этом заметные выделения по границам зерен отсутствуют. Анализ контраста, вызываемого д.у., показал, что выделений на д.у. не наблюдается. Это обусловлено тем, что в аустените исследуемых сплавов, как показали высокотемпературные исследования, д.у. при 750°C отсутствуют, и их образование происходит при охлаждении в районе температур начала мартенситного $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения. Таким образом, если эффективность упрочнения в исследуемых сплавах определяется выделением карбидов NbC, то повышение прочностных свойств лишь на 50–70 МПа для сплава 20Г20Б после старения в течение 6 ч и слабая их зависимость от времени выдержки объясняются недостаточно интенсивным выделением упрочняющей фазы.

По данным рентгеноструктурного анализа, сплав после деформации при 100° на 16% имеет аустенитную структуру. Электронно-микроскопические исследования свидетельствуют о наличии небольшого количества ϵ -фазы, но структурная особенность заключается в том, что в результате термомеханической обработки повышается плотность д.у., которые внутри зерна в основном имеют одну ориентировку, создавая характерную полосчатую структуру за счёт участков с очень высокой и относительно невысокой плотностью дефектов упаковки.

В зернах с несколькими ориентировками д.у. также наблюдается неравномерность в их распределении. Указанная особенность сохраняется и после

деформации при комнатной температуре, хотя полосчатость в этом случае можно охарактеризовать как чередование участков аустенита с различной плотностью дислокаций. Таким образом, полученные данные соответствуют рассмотренному выше представлению: приобретение благоприятного комплекса свойств для сплава 20Г20С2Б (20Г20Б) связано с созданием субструктуры определенного типа, т.е. наличием большого количества ориентированно направленных д.у.

Упрочняющая термомеханическая обработка

Приведем результаты исследования режимов, обеспечивающих оптимальные свойства сплавов, содержащих 20% Mn, 0,2% С и 1% Nb.

Снижение температуры начала $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения за счёт введения 0,2% С в сплав Г20 привело к тому, что заметные отклонения на температурных зависимостях прочностных свойств, обусловленные мартенситным $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращением, наблюдается ниже 100 °С. Однако деформация при 100 °С на 15–20% приводит к значительному увеличению прочностных свойств при комнатной температуре. При этом следует отметить, что если после закалки $\sigma_{0,2}$ и σ_B определяются как состоянием аустенита, так и наличием структуры гексагональной фазы, то после предварительной деформации при 100 °С сплав находится в аустенитном состоянии, и достаточно высокие значения $\sigma_{0,2}$ достигаются за счёт структурных изменений самого аустенита. Реализация $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения в процессе деформации при комнатной температуре после второго варианта обработки (количество ϵ -фазы достигает ~75%), по-видимому, ответственна за более высокую упрочняемость этого сплава.

Заметное увеличение прочностных свойств после деформации при 100 °С (на 15–20%) наблюдается для сплавов, дополнительно легированных ниобием или ниобием и кремнием одновременно. Разница в пределах текучести после закалки и деформации составляет около 400 МПа, хотя, как и для сплава 20Г20, предварительная обработка стабилизирует аустенитное состояние. Наличие в сплаве кремния не оказывает влияния на прочностные свойства. Для сплава 20Г20С2Б предел текучести достигает 1000 МПа, предел прочности 1200 МПа. Удлинение во всех указанных вариантных образцах имеет относительно высокое значение (не ниже 15%) и также почти не зависит от состава, однако присутствие кремния способствует образованию α -фазы. По данным магнитометрических исследований, в процессе растяжения при комнатной температуре после предварительной деформации на 15% при 100 °С может возникать до 4% α -фазы.

Старение приводит к дополнительному, хотя и относительно небольшому по величине, повышению прочностных свойств. Проведение обработки по режиму 400 \rightarrow 100 °С и деформация на 16% на состаренных (750 °С, 6 ч) образцах не только не вызывает увеличения $\sigma_{0,2}$ и σ_B по сравнению с результатами испытаний предварительно закалённых образцов, но даже наблюдается тенденция к снижению этих характеристик. При этом заметно снижается пластичность сплава (табл. 2).

Влияние видов термообработки и степени деформации на прочностные свойства сплава 20Г20Б

Обработка сплава 20Г20Б	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ_B , МПа	Пластичность δ , %	Сжатие ψ , %
Закалка 1150 °С	478	996	39	42
Старение 400 °С, 6 ч	545	1056	24	18
400 °С → 100 °С → 8 %	670	1064	28	50
400 °С → 100 °С → 16 %	981	1211	17	40
400 °С → 100 °С → 23 %	1160	1317	10	29

Исследование влияния комплексного легирования кремнием, кобальтом, ниобием и углеродом на прочностные свойства сплавов Fe – 20–25 % Mn

Наиболее высокие прочностные свойства при удлинении на 20–25 % после отжига при 950 °С достигаются в сплавах, содержащих 20–23 % марганца и дополнительно легированные 2 % кремния или 3 % кобальта.

Однако механические свойства указанных сплавов и их склонность к образованию третьей ферромагнитной α -фазы зависят от скорости охлаждения после нагрева до 950 ° и выше. Выдержка в районе 750–800 °С и 450–500 °С при введении в сплав соответственно Si или Co приводит к росту прочностных свойств и значительно снижает пластичность сплавов, что связано с возникновением микрогруппировок, обусловленных наличием этих элементов.

Повышение в сплаве содержания марганца до 25–26 % приводит к снижению содержания ϵ -фазы после закалки, но уже после холодной деформации на 10–15 % количество гексагональной (ϵ) фазы равно 70–80 %. Повышенная склонность к образованию ϵ -фазы обеспечивает после отжига для сплава Г25С2: $\sigma_{0,2} = 470$ МПа, $\sigma_B = 880$ МПа, $\delta = 44$ %; для сплава Г25К3: $\sigma_{0,2} = 330$ МПа, $\sigma_B = 820$ МПа, $\delta = 40$ %. К значительному увеличению прочностных свойств указанных сплавов приводит деформация при 100 С на 20 %. Проведение такой обработки позволило получить на сплаве Г25С2: $\sigma_{0,2} = 850$ МПа, $\sigma_B = 1050$ МПа, $\delta = 18$ %; на сплаве Г25К2: $\sigma_{0,2} = 750$ МПа, $\sigma_B = 960$ МПа, $\delta = 20$ %. Однако необходимо отметить, что механические свойства после предварительной деформации определяются не только интенсивностью протекающего превращения, которая зависит как от дислокационной структуры, магнитного состояния аустенита [8, 10] (рис. 3, 4), так и от направленности ϵ -фазы вдоль направления деформации [9].

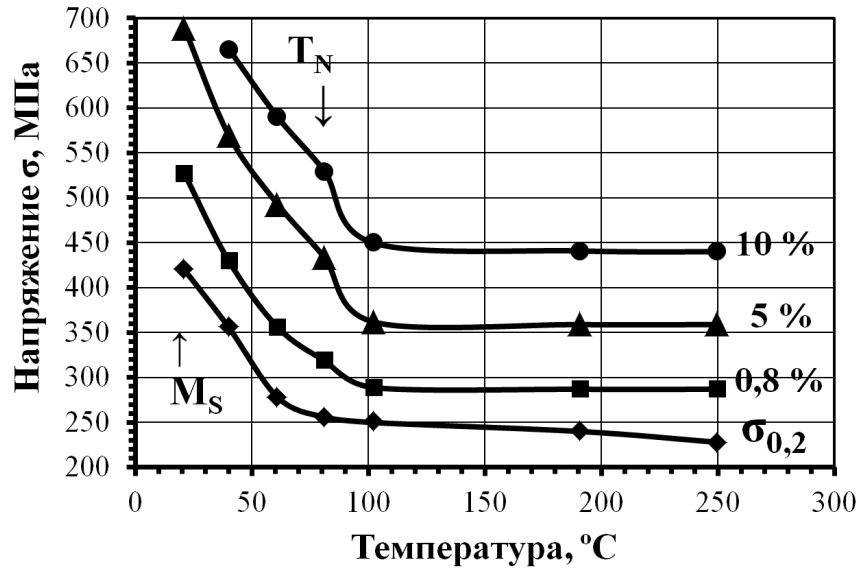


Рис. 3. Температурная зависимость прочностных свойств от степени деформации сплава 20Г20 (T_n – температура Нееля; M_s – температура $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения)

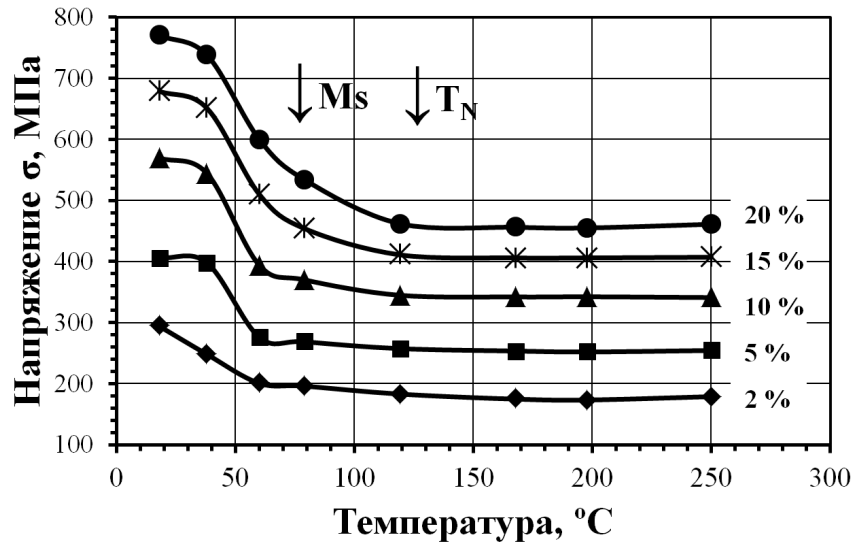


Рис. 4. Температурная зависимость прочностных свойств сплава Fe – 25 % Mn при различных степенях деформации

Комплексное легирование Si и Nb также оказывает упрочняющее влияние. Кроме того, наличие в сплаве карбидообразующего ниобия даёт возможность повысить прочностные свойства путем совмещения в одном сплаве упрочнения за счет выделения карбидов и за счет наличия ϵ -фазы (см. табл. 1). Так, после старения при 750°C прочность сплава 20Г20С2Б имеет: $\sigma_{0,2} = 640$ МПа,

$\sigma_B = 1000$ МПа, $\delta = 29\%$ (см. табл. 2). Предварительная термомеханическая обработка также приводит к дополнительному увеличению прочностных свойств сплавов с ниобием.

Одной из особенностей высокомарганцевых сплавов является сохранение их немагнитности при наличии мартенситного превращения. Это даёт возможность за счёт влияния дополнительного легирования и различного вида обработок на $\gamma \rightarrow \epsilon$ мартенситное превращение использовать двухфазные Fe-Mn сплавы в качестве немагнитных материалов с повышенной прочностью.

Наиболее высокие прочностные свойства при удлинении на 20–25 % после отжига при 950 °С достигаются в сплавах, содержащих 20–23 % марганца и дополнительно легированные $\approx 2\%$ Si.

Заключение

Исследовано влияние комплексного легирования ниобием, углеродом, кобальтом и кремнием на прочностные свойства железомарганцевых сплавов.

Показано, что комбинированными методами упрочнения (старение, термомеханическая обработка) можно получить в данных сплавах высокие прочностные свойства с сохранением их немагнитности.

Реализация $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения в процессе деформации при комнатной температуре (количество ϵ -фазы достигает примерно 75 %) ответственна за более высокую упрочняемость сплавов.

Список источников

1. Hadfield R.A. Hadfield's manganese steel // Science. 1888. Vol. 12, no. 306. P. 284–286.
2. Эфрон Л.Н. Металловедение в «большой» металлургии. Москва: Металлургия, 2012. 694 с.
3. Пышминцев И.Ю. Упрочнение листовых сталей для холодного формоизменения. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2004. 160 с.
4. Богачёв И.Н., Еголаев В.Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. Москва: Металлургия, 1973. 295 с.
5. Bouaziz O., Zurob H., Chehab B. Effect of chemical composition on work hardening of Fe-Mn-C TWIP steels // Mater. Sci. Tech. 2011. Vol. 27, no. 3. P. 707–709.
6. Liang X., McDermid J.R., Bouaziz O. Microstructural evolution and strain hardening of Fe-24Mn and Fe-30Mn alloys during tensile deformation // Acta Mater. 2009. Vol. 57, no. 13. P. 3978–3988.
7. Филиппов М.А., Филиппенков А.А., Плотников Г.М. Износостойкие стали для отливок. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2009. 358 с.
8. Белоус И.А., Доценко В.А. Влияние магнитного перехода на характер мартенситных превращений в сплавах на Fe-Mn основе // Территория новых возможностей. Вестник Владивостокского государственного университета экономики и сервиса. 2018. Т. 10, № 1. С. 124–136.
9. Структура и механические свойства железомарганцевых отливок с ниобием / И.Н. Богачёв, Г.Е. Звигинцева, В.А. Доценко [и др.] // ФММ. 1977. Т. 44, № 2. С. 281–287.
10. Коршунов Л.Г., Сагарадзе В.В., Старченко Е.Н. Влияние магнитных превращений на параметры трения и изнашивания аустенитных сплавов // Физика металлов и металлургия. 1984. Т. 58, № 3. С. 585–588.

References

1. Hadfield R.A. Hadfield's manganese steel. *Science*. 1888;12 (306): 284–286.
2. Efron L.N. Metallurgy in “big” metallurgy. Moscow: Metallurgiya; 2012. 694 p.
3. Pyshmintsev I.Yu. Hardening of sheet steels for cold forming. Yekaterinburg: USTU-UPI; 2004. 160 p.
4. Bogachev I.N., Egoлаev V.F. Structure and properties of ferromanganese alloys. Moscow: Metallurgiya; 1973. 295 p.
5. Bouaziz O., Zurob H., Chehab B., Effect of chemical composition on work hardening of Fe-Mn-C TWIP steels. *Mater. Sei. Tech.* 2011; 27 (3): 707–709.
6. Liang X., McDermid J.R., Bouaziz O. Microstructural evolution and strain hardening of Fe–24Mn and Fe–30Mn alloys during tensile deformation. *Acta Mater.* 2009; 57 (13): 3978–3988.
7. Filippov M.A., Filipenkov A.A., Plotnikov G.M., Wear-resistant steels for castings. Ekaterinburg: USTU-UPI; 2009. 358 p.
8. Belous I.A., Dotsenko V.A. Influence of magnetic transition on the nature of martensitic transformations in alloys based on Fe-Mn. *Territory of new opportunities. Bulletin of the Vladivostok State University of Economics and Service*. 2018; 10 (1): 124–136.
9. Structure and mechanical properties of ferromanganese castings with niobium / I.N. Bogachev, G.E. Zvigintseva, V.A. Docenko [at all.]. *FMM*. 1977; 44 (2): 281–287.
10. Korshunov L.G., Sagaradze V.V., Starchenko T.N. “Effect of magnetic transformations on friction and wear parameters of austenitic alloys”. *FMM*. 1984; 58 (3): 585–588.

Информация об авторах:

Доценко Валентин Антонович, канд. техн. наук, доцент ВВГУ, г. Владивосток. E-mail: valentin.docenko@vvsu.ru

Белоус Игорь Александрович, канд. физ.-мат. наук, доцент, доцент кафедры информационных технологий и систем ВВГУ, г. Владивосток. E-mail: igor.belous@vvsu.ru. ORCID: <https://orcid.org/000-0001-8519-4390>

DOI: <https://doi.org/10.24866/VVSU/2949-1258/2022-4/084-093>

Дата поступления:
26.10.2022

Одобрена после рецензирования:
16.11.2022

Принята к публикации:
22.11.2022