



УДК 669.15-194.2018.518

Поступила 20.09.2016

## РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМАГНИТНЫХ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

## DEVELOPMENT AND RESEARCH OF THE ECONOMIC ALLOY PARAMAGNETIC STEELS

*А. В. АЛИФАНОВ, Г. П. ГОРЕЦКИЙ, А. М. МИЛЮКОВА, О. А. ТОЛКАЧЕВА, Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: alifanov\_aav@mail.ru*

*A. V. ALIFANOV, H. P. HARETSKI, A. M. MILIUKOVA, O. A. TOLKACHOVA, Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevich str. E-mail: alifanov\_aav@mail.ru*

*Исследованы сплавы системы Fe-Cr-Ni-C с целью разработки экономнолегированных парамагнитных (немагнитных) сталей. Для этого выплавлена серия сплавов системы, проведена деформация и изучена структурное состояние.*

*Определена область для выбора химического состава экономнолегированных сталей, обладающих стабильными парамагнитными свойствами.*

*The alloys of Fe-Cr-Ni-C system for the purpose of development the economic alloy paramagnetic (not magnetic) steels are investigated. A series of alloys are melted for this purpose, deformation is carried out and a structural state was studied.*

*The area for the selection of the chemical composition of the economic alloy steels with stable paramagnetic properties is defined.*

**Ключевые слова.** *Стали системы Fe-Cr-Ni-C, парамагнитные (немагнитные) свойства, ферромагнитные (магнитные) свойства, горячее и холодное деформирование.*

**Keywords.** *Steel Fe-Cr-Ni-C, paramagnetic (nonmagnetic) properties, ferromagnetic (magnetic) properties, hot and cold deformation.*

### Введение

Для изготовления некоторых узлов сельскохозяйственных машин необходимо использовать парамагнитные (немагнитные) материалы, в частности, для вальцев кормоуборочных комбайнов, которые изготавливаются из немагнитных материалов. На них устанавливается датчик, обеспечивающий, в случае обнаружения ферромагнитных металлических материалов в скошенной траве, остановку вальцев для защиты от поломки измельчающего аппарата комбайна.

Немагнитные материалы также используются в энергомашиностроении, приборостроении, нефтегазовой, пищевой и других отраслях промышленности. Для этих целей в основном используют цветные металлы и сплавы, которые хорошо поддаются обработке резанием и давлением, обладают достаточно высокой коррозионной стойкостью, но при этом имеют недостаточно высокие механические свойства. Для отраслей машиностроения и сельхозмашиностроения чаще всего применяют немагнитные стали 20X23H18 и H24X2. Однако высокая стоимость дефицитного никеля делает эти сплавы дорогостоящими.

Основной путь удешевления немагнитных сталей – частичная или полная замена никеля дешевым аустенизатором – марганцем. Тем не менее, этот способ обладает определенными недостатками. Так, сплавы, содержащие более 3% марганца, можно выплавлять только в печах с более дорогой основной футеровкой. Кроме того, сплавы с большим содержанием марганца достаточно сложно обрабатывать резанием.

В настоящее время для вальцев кормоуборочных комбайнов используют в основном сталь 20X23H18, имеющую немагнитную основу из аустенита со специальными карбидами типа  $(Fe, Cr)_{23}C_6$ . Данная сталь дорогостоящая за счет повышенного содержания никеля. Более экономичными являются стали

аустенитного класса типа 18–10, так как при минимальном содержании никеля (9–11%) они переходят в класс аустенитных, но при деформации (в том числе прокатки в лист) претерпевают мартенситное превращение  $\gamma \rightarrow \alpha$  и  $\gamma \rightarrow \epsilon$  и становятся магнитными. Линия мартенситного превращения от деформации  $M_d$  показана на рис. 1 [1]. Частичный распад аустенита происходит с образованием мартенсита и карбидов типа  $(Fe, Cr)_{23}C_6$ , т. е.  $\gamma \rightarrow \alpha(\epsilon) + k$ .

На рис. 1 показаны линии точек мартенситного превращения при деформации ( $M_d$ ) в зависимости от содержания никеля для сталей типа 18–10. Из рисунка видно, что в сталях, содержащих 10–12% никеля, мартенсит образуется при температурах ниже минус 200 °С, а при применении деформации – выше комнатной температуры (30–50 °С).

В результате предварительных исследований установлено, что за счет повышения содержания аустенитообразующих элементов (С, Ni, Mn) и варьирования содержания других (Cr, Si) можно ликвидировать мартенситное превращение, вызванное деформацией, и получить стабильную аустенитную парамагнитную структуру без увеличения количества дорогостоящего и дефицитного никеля.

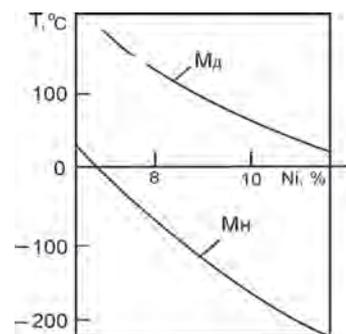


Рис. 1. Зависимость мартенситного превращения при деформации  $M_d$  и охлаждения  $M_n$  в коррозионноустойчивых сталях типа 18–10 от температуры  $T$  и содержания никеля  $Ni$

### Методика исследования и проведения экспериментов

Для оптимизации составов стабильных немагнитных (аустенитных) сталей было выплавлено 19 образцов сталей системы Fe-Cr-Ni-Mn-C (табл. 1). Хром в этих сталях составляет 18,0%, так как в этой системе до такого количества он является аустенизатором, а выше – ферритизатором. Марганец используется как дополнительный аустенизатор. Его концентрацию принимаем равной 2,5%. При большем содержании он может реагировать с кремнеземом кислой футеровки, разрушая ее, а также снижать окислительную стойкость сталей в процессе высокотемпературной эксплуатации и термообработки. Кремний является ферритизатором, поэтому содержание его ограничиваем в пределах 0,5–0,6%. Он необходим для раскисления расплава и повышения его жидкотекучести.

Остальные элементы сталей (никель и углерод) при выплавке варьировались в количествах, приведенных в табл. 1.

Было выплавлено четыре группы сталей. В первых трех содержание углерода изменялось: в первой группе оно составляло 0,2%, во второй – 0,25, в третьей – 0,3%. Содержание никеля в этих группах варьировалось от 11 до 15%. В четвертой группе количество углерода увеличивали от 0,4 до 0,6%, а содержание никеля снижали с 10 до 7%.

Выплавку опытных сталей проводили в индукционной вакуумной печи ИСВ 0,004-П4-М1.

Таблица 1. Состав сплавов системы Fe-Cr-Ni-C

Номер образца	C, %	Si, %	Mn, %	Cr, %	Ni, %	Fe, %
1	0,2	0,6	2,5	18	11	Остальное
2	0,2	0,6	2,5	18	12	То же
3	0,2	0,6	2,5	18	13	»
4	0,2	0,6	2,5	18	14	»
5	0,2	0,6	2,5	18	15	»
6	0,25	0,6	2,5	18	11	»
7	0,25	0,6	2,5	18	12	»
8	0,25	0,6	2,5	18	13	»
9	0,25	0,6	2,5	18	14	»
10	0,25	0,6	2,5	18	15	»
11	0,3	0,6	2,5	18	11	»
12	0,3	0,6	2,5	18	12	»
13	0,3	0,6	2,5	18	13	»
14	0,3	0,6	2,5	18	14	»
15	0,3	0,6	2,5	18	15	»
16	0,4	0,6	2,5	18	10	»
17	0,4	0,6	2,5	18	9	»
18	0,5	0,6	2,5	18	8	»
19	0,6	0,6	2,5	18	7	»

Плавки проводили в атмосфере аргона в тиглях из инертного материала – диоксида циркония. Литые заготовки после обдирки подвергали деформированию при температуре 1150 °С на прессе КВ 2132 со встроенной оснасткой методом экструзии. Были получены прутки диаметром 12 мм, из которых изготавливали образцы для микро- и рентгеноструктурных анализов и испытания механических свойств.

Суть исследований заключалась в том, чтобы за счет подбора химического состава получить стали с минимальным содержанием дорогостоящего никеля, в которых бы отсутствовали ферромагнитные фазы (феррит, ферромагнитные карбиды) и они не появились бы в процессе холодного (20 °С) деформирования, т. е. чтобы не проявлялся процесс образования мартенсита деформации ( $M_d$ ), который присущ сплавам типа 18–10.

Свойства опытных сплавов (твердость, фазовый состав) исследовали в литом состоянии, а также после горячего (1150 °С), холодного (20 °С) деформирования и после отжига (750 °С) с последующей холодной деформацией (табл. 2). В литом состоянии определяли только твердость, а также наличие или отсутствие ферромагнитных свойств без количественной оценки. Установлено, что все опытные стали в литом состоянии оказались неферромагнитны (немагнитны).

Таблица 2. Химический и фазовый составы опытных сталей и твердость их в различных состояниях

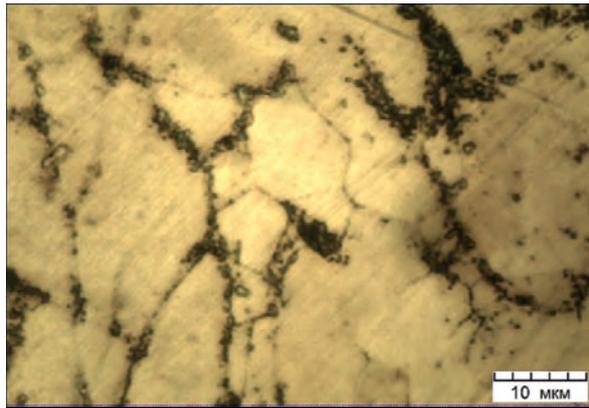
Номер образца	Элементы, %					Твердость HRB					Фазовый состав
	C	Si	Mn	Cr/Al	Ni	литые	Деформированный при 1150 °С	Деформированный при 20 °С	Отожженный при 750 °С	Деформированный при 20 °С, после отжига	
1	0,2	0,6	2,5	18,0	11,0	96,0	101,0	117,0	99,0	112,0	$\gamma+k$
2	0,2	0,6	2,5	18,0	12,0	109,0	103,0	117,0	100,0	112,0	$\gamma+k$
3	0,2	0,6	2,5	18,0	13,0	106,0	105,0	123,0	99,0	113,0	$\gamma+k$
4	0,2	0,6	2,5	18,0	14,0	95,0	106,0	120,0	99,0	114,0	$\gamma+k$
5	0,2	0,6	2,5	18,0	15,0	93,0	104,0	118,0	100,0	113,0	$\gamma+k$
6	0,25	0,6	2,5	18,0	11,0	93,0	102,0	123,0	104,0	111,0	$\gamma+k$
7	0,25	0,6	2,5	18,0	12,0	98,0	107,0	121,0	103,0	113,0	$\gamma+k$
8	0,25	0,6	2,5	18,0	13,0	100,0	105,0	119,0	104,0	119,0	$\gamma+k$
9	0,25	0,6	2,5	18,0	14,0	99,0	105,0	120,0	105,0	121,0	$\gamma+k$
10	0,25	0,6	2,5	18,0	15,0	103,0	107,0	120,0	105,0	113,0	$\gamma+k$
11	0,3	0,6	2,5	18,0	11,0	113,0	109,0	124,0	108,0	117,0	$\gamma+k$
12	0,3	0,6	2,5	18,0	12,0	98,0	106,0	128,0	106,0	119,0	$\gamma+k$
13	0,3	0,6	2,5	18,0	13,0	98,0	108,0	123,0	107,0	118,0	$\gamma+k$
14	0,3	0,6	2,5	18,0	14,0	110,0	110,0	122,0	106,0	117,0	$\gamma+k$
15	0,3	0,6	2,5	18,0	15,0	116,0	108,0	121,0	106,0	118,0	$\gamma+k$
16	0,4	0,6	2,5	18,0	10,0	98,0	112,0	119,0	109,0	115,0	$\gamma+k$
17	0,4	0,6	2,5	18,0	9,0	108,0	114,0	122,0	110,0	120,0	$\gamma+k+\alpha$
18	0,5	0,6	2,5	18,0	8,0	116,0	115,0	123,0	113,0	121,0	$\gamma+k+\alpha$
19	0,6	0,6	2,5	18,0	7,0	107,0	116,0	127,0	113,0	119,0	$\gamma+k+\alpha$

Микроструктурный анализ нескольких групп сталей с различным содержанием углерода показал, что все они имеют аустенитную матрицу с различным содержанием карбидов типа  $(Fe, Cr)_{23}C_6$  в основном по границам зерен (рис. 2, а, б). В образце 19 при содержании углерода 0,6% карбиды имеют значительно более крупные размеры, расположенные не только по границам, но и по всему полю зерна (рис. 2, в).

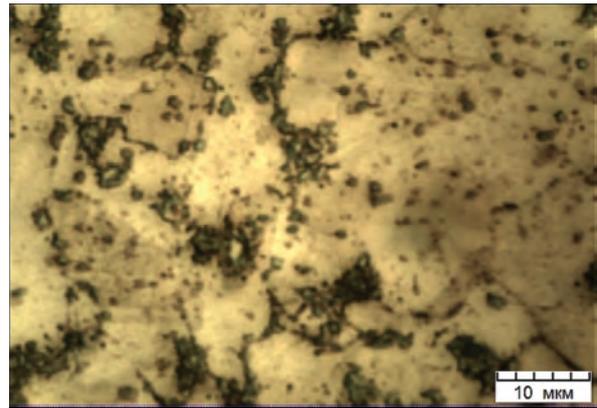
При исследовании структуры сталей после горячего деформирования установлено, что количество и размер карбидов не зависят от концентрации никеля.

Твердость сталей в результате горячего деформирования несколько возросла по сравнению с литым состоянием (табл. 2). Достоверно судить о твердости сталей при используемом методе деформации (экструзии) сложно, так как деформация проходит неравномерно – наружные слои прутков подвергаются большей степени деформации и имеют более высокий балл зерна и соответственно более высокую твердость, чем центральная область прутков. Разнозеренность наружной и внутренней областей прутков после экструзии представлена на рис. 3.

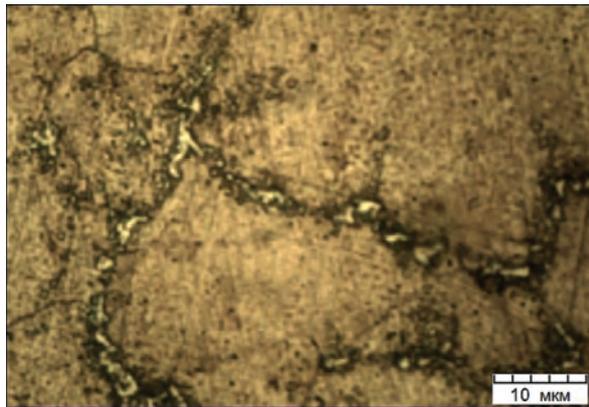
Чтобы установить наличие мартенситного превращения при холодной деформации ( $M_d$ ), образцы были подвергнуты осадке на 50% при комнатной температуре на гидравлическом прессе ПГ324Б с максимальным усилием 30 т.



*a*

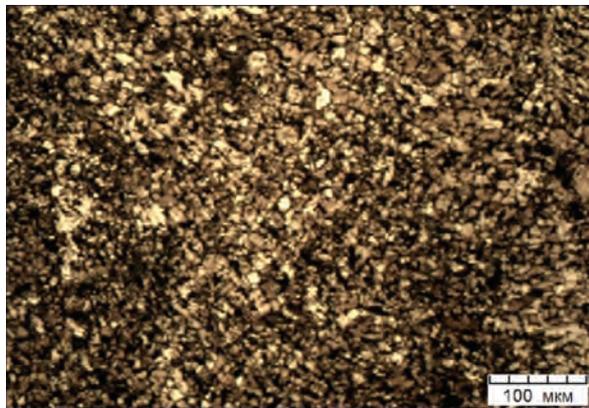


*б*

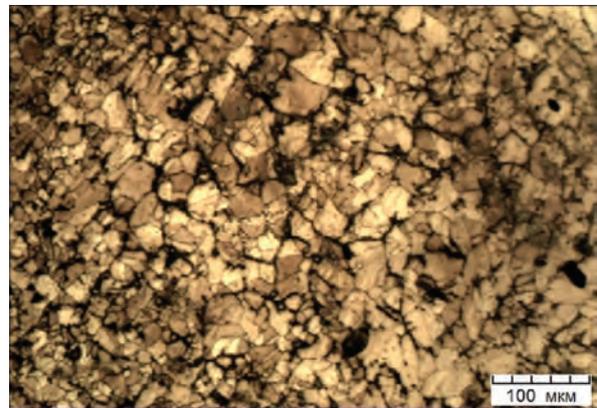


*в*

Рис. 2. Микроструктура сталей системы Fe-Cr-Ni-C после горячего деформирования: *a* – 0,2% C, 12% Ni; *б* – 0,3% C, 11% Ni; *в* – 0,6% C, 7,0% Ni.  $\times 1000$



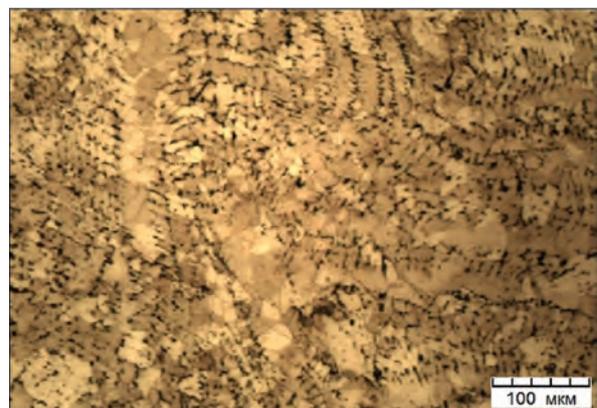
*a*



*б*



*в*



*г*

Рис. 3. Микроструктура опытных сталей после горячего деформирования: *a* – край прутка при плавке № 1; *б* – край прутка при плавке № 2; *в* – середина прутка при плавке № 1; *г* – середина прутка при плавке № 2.  $\times 100$

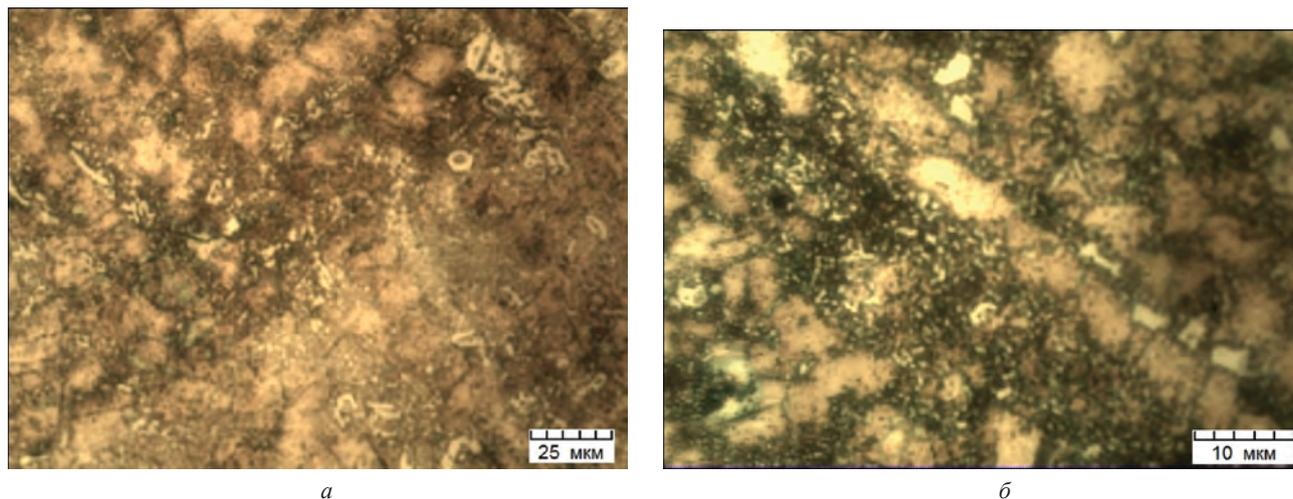


Рис. 4. Микроструктура сталей после отжига 750 °С в течение 3 ч: *a* – сталь № 18; *б* – сталь № 19. *a* –  $\times 400$ ; *б* –  $\times 1000$

ДюрOMETрические исследования проводили на приборе ТК-211 (Роквелл) по шкале HRB по ГОСТ 9013-59. Микроструктурный анализ проводили на оптическом микроскопе MICRO-200 с увеличением до 2000, а рентгеноструктурный анализ – на аппарате ДРОН-2 на медном излучении.

Так как после горячего деформирования (экструзии) рекристаллизация практически не произошла, была проведена дополнительно холодная деформация образцов. Однако продеформировать удалось не все сплавы, поскольку некоторые скалывались, гнулись, трескались. Твердость их (табл. 2) значительно возросла (до 120 HRB).

Для более успешного проведения холодного деформирования образцы были подвергнуты рекристаллизационному отжигу при 750 °С в течение 3 ч. Твердость сталей после отжига (табл. 2) при этом значительно снизилась (до 100–107 HRB), а при высоких значениях углерода – до 113 HRB. И, тем не менее, полной рекристаллизации не произошло. Наблюдалась заметная разнотерность на периферии и в центре образца.

Образцы стали № 1–16 после отжига остались парамагнитными, а в образцах № 17–19, содержащих 0,4–0,6% углерода и 7–9% никеля, появились невысокие ферромагнитные свойства. Микроструктурный анализ образцов опытных сталей показал, что первые имеют двухфазную структуру  $\gamma + k$ , т. е. содержат немагнитные составляющие (аустенит и карбид  $M_{23}C_6$ ), а вторые – трехфазную структуру  $\gamma + \alpha + k$ , т. е. дополнительно содержат в небольшом количестве ферромагнитную составляющую (феррит) (рис. 4).

После отжига образцы опытных сталей были подвергнуты холодному деформированию на гидравлическом прессе с осадкой на 50%. Твердость сталей (табл. 2) после деформации увеличилась по сравнению с отожженными, но осталась несколько ниже, чем у образцов при холодном деформировании, не подвергнутых отжигу при 750 °С.

При исследовании ферромагнитных свойств установлено, что стали № 1–16 после деформации остались парамагнитными, а у сталей № 17–19 после такой же холодной деформации резко повысились ферромагнитные свойства.

**Микроструктурный анализ холоднотдеформированных образцов** в данном исследовании является наиболее информативным, особенно после холодного деформирования. С его помощью можно определить даже структурные превращения и фазовый состав опытных сталей, а также размер зерна. Обнаружено также новое явление, которое пока трудно объяснить. В сталях, имеющих аустенитную основу с мелкими карбидами на границах зерен, после холодной деформации происходят структурные изменения: выделяются крупные карбиды по полю аустенитного зерна: чем больше деформация, тем больше размер и их количество. Это явление зависит также от содержания углерода и особенно никеля: чем больше никеля, тем ярче это явление. При этом фазовый состав сплавов сохраняется.

Так, в сталях с 0,2% углерода после холодного деформирования при содержании никеля 11 и 12% образуется аустенитная структура с мелкими карбидами по границам зерен (рис. 5, *a*). С повышением содержания никеля (до 13–15%), кроме аустенита и мелких карбидов, появляются крупные карбиды (рис. 5, *б*).

В сталях с 0,25% углерода крупные и многочисленные карбиды образуются, когда содержание никеля составляет 12%. Причем при большей деформации они более крупные, а так как степень деформации больше на периферии образца, то там образуются более крупные карбиды (рис. 5, *в*).

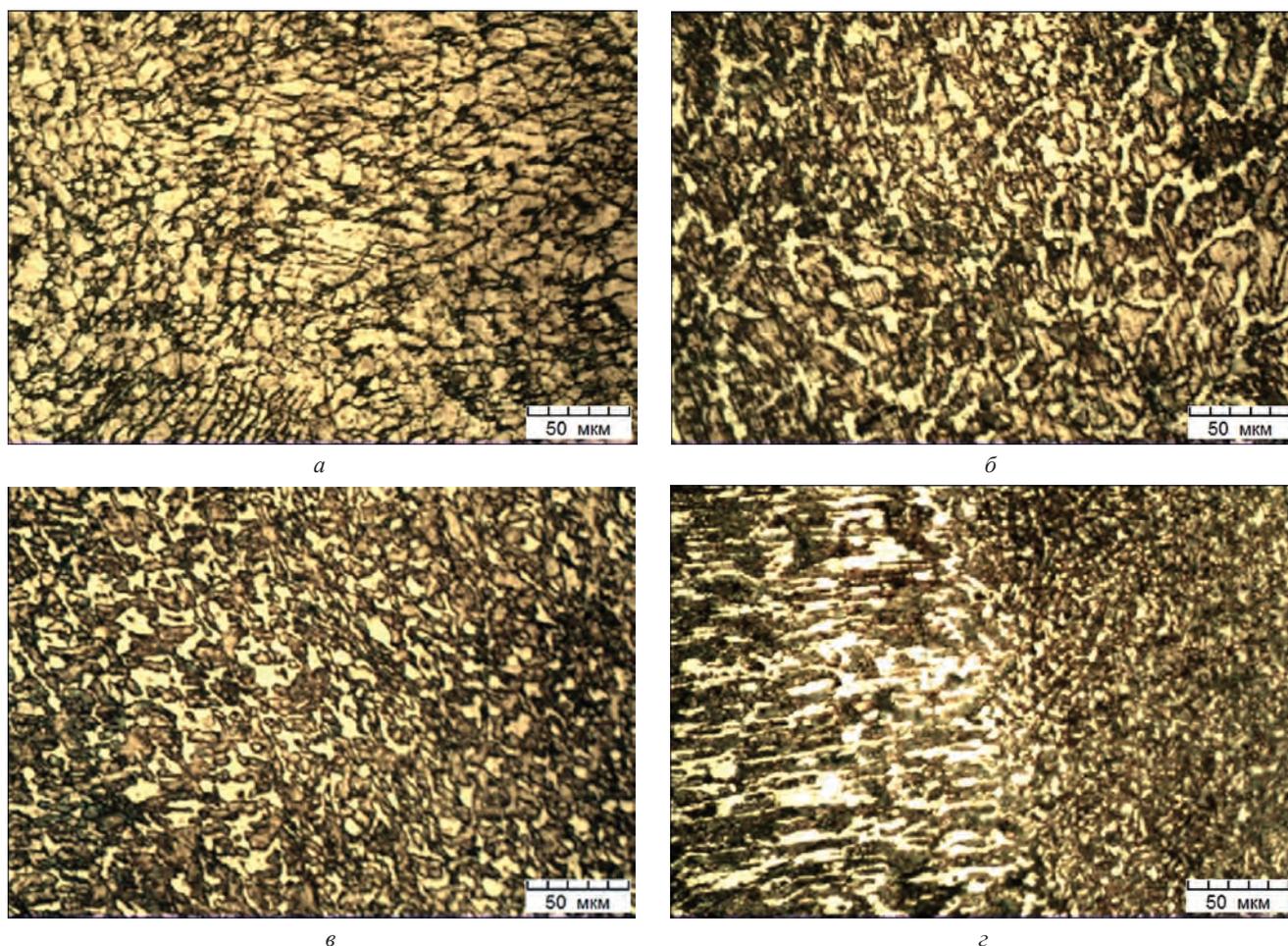


Рис. 5. Микроструктура сталей после холодного деформирования: *а* – сталь № 1; *б* – сталь № 4; *в* – сталь № 10; *г* – сталь № 14.  $\times 500$

В сталях с 0,3% углерода выделение крупных карбидов, вызванных деформацией, начинается при минимальном содержании никеля – 11% (рис. 5, *г*).

В образцах сталей № 16–19 снижали количество никеля и повышали количество углерода. Так, в опытной стали № 16 при содержании углерода 0,4% и никеля 10% после холодной деформации образуется двухфазная структура  $\gamma + k$ . Она имеет аустенитную основу с выделением мелких и крупных карбидов и остается немагнитной. Стали № 17–19, в которых повышали содержание углерода и понижали содержание никеля (табл. 2), в процессе холодной пластической деформации приобрели высокие ферромагнитные свойства. В процессе деформации произошло частичное превращение аустенита в мартенсит деформации  $M_d$ . При содержании в опытных сталях 7–9% никеля повышение содержания углерода до 0,4–0,6% не предотвращает мартенситное превращение, вызванное холодным деформированием. Структура данных сплавов трехфазная, состоящая из мартенсита, остаточного аустенита, мелких и крупных карбидов, выделение которых также спровоцировано холодным деформированием (рис. 6). На рис. 6, *а* показано мартенситное превращение аустенита, а на рис. 6, *б* – выделение большого количества крупных карбидов.

Рентгеноструктурный анализ подтвердил наличие двух фаз аустенита и карбидов типа  $Cr_{23}C_6$  во всех сталях, кроме образцов № 17–19, в которых, кроме аустенита и карбидов, присутствует феррит в виде мартенсита.

В результате исследований можно определить область для выбора немагнитных сталей со стабильной аустенитной основой, упрочненной немагнитными карбидами типа  $M_{23}C_6$ . Эти стали должны содержать 18% хрома, 2,5% марганца, 0,2–0,4% углерода и не менее 10% никеля. В сталях с указанным содержанием элементов отсутствует мартенситное превращение, вызванное холодным деформированием, которое присуще сплавам типа 18–10.

В ходе проведенных исследований также обнаружено новое явление – образование большого количества крупных карбидов типа  $M_{23}C_6$  в процессе холодного деформирования сплавов системы Fe-Cr-

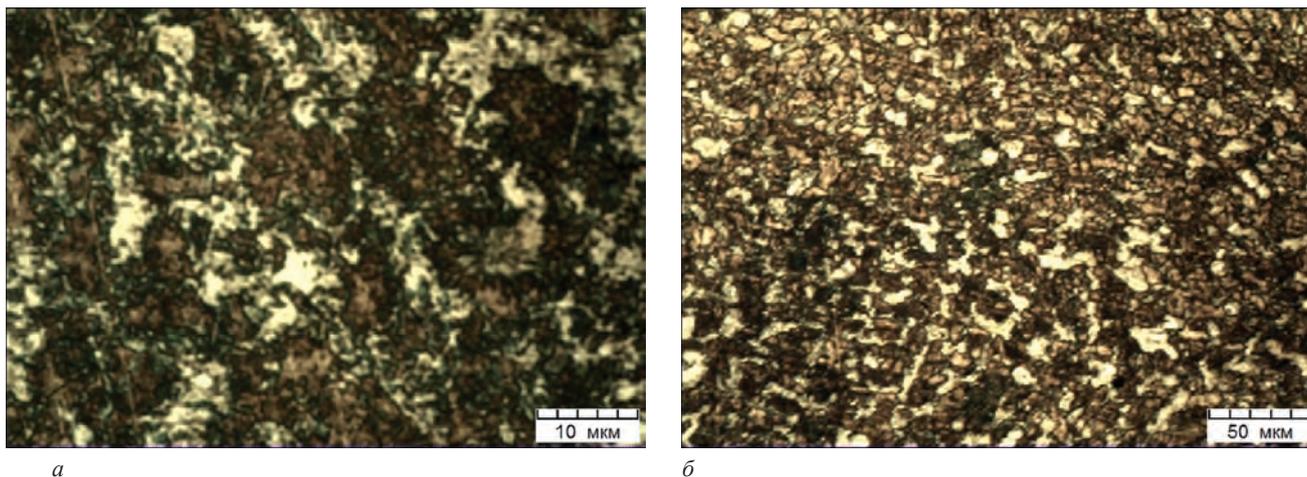


Рис. 6. Микроструктура стали № 18 после холодного деформирования: *а* – мартенситное превращение; *б* – крупные карбиды. *а* –  $\times 1000$ ; *б* –  $\times 500$

Ni-C. Это можно объяснить диффузионными процессами в сталях при холодной деформации. В. В. Сагарадзе [2] считает, что в процессе деформации происходит перераспределение легирующих элементов, которое объясняется генерацией и миграцией большого количества точечных дефектов (вакансий и междоузельных атомов) деформационного происхождения.

В работе [2] установлен и объяснен механизм растворения некоторых фаз (интерметаллидов, карбидов, нитридов) за счет диффузионного перераспределения легирующих элементов при холодном деформировании. В нашем случае установлено обратное явление – образование большого количества крупных карбидов типа  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , вызванное теми же причинами, что и при холодном деформировании. Это явление можно использовать для получения сплавов с более высокими прочностными свойствами и износостойкостью.

### Выводы

1. Исследованы стали системы Fe-Cr-Ni-C с целью разработки наиболее дешевых немагнитных сталей со стабильной аустенитной основой. Для этого была выплавлена серия сталей на железной основе, в которых содержалось 18% хрома, 2,5% марганца, 0,6% кремния, различное количество углерода (0,2–0,6%) и никеля (11–15%).

2. Установлено, что все стали, содержащие 0,2–0,3% углерода, 0,6% кремния, 2,5% марганца, 18% хрома и не менее 10% никеля, являются парамагнитными.

3. Обнаружено новое явление – образование большого количества крупных карбидов типа  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  в процессе холодного деформирования сплавов системы Fe-Cr-Ni-C, что дополнительно способствует упрочнению изделий из этих сталей.

### Литература

1. **Машиностроение.** Энциклопедия. М.: Машиностроение, 2001. 782 с.
2. **Сагарадзе В. В.** Диффузионные превращения в сталях при холодной деформации // *МиТОМ*. 2008. № 9. С. 19–27.

### References

1. *Mashinostroenie. Enciklopediya* [Mechanical Engineering. Encyclopedia]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2001. 782 p.
2. **Sagaradze V. V.** Diffuzionnye prevrashcheniya v stalyah pri holodnoy deformatsii [Diffusive transformations in steel at cold deformation]. *MiTOM*, 2008, no. 9, pp. 19–27.