

УДК 669.15'74'293:529.4.016

# СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖЕЛЕЗОМАРГАНЦЕВЫХ СПЛАВОВ С НИОБИЕМ

*И. Н. Богачев, Г. Е. Звигинцева,  
Н. В. Звигинцев, М. С. Хадыев, В. А. Доценко*

Исследовано влияние ниобия и комплексного легирования ниобием, углеродом и кремнием на структуру и свойства сплава Fe—20% Мп. Показано, что комбинированными методами упрочнения (старение, ТМО) можно получить в данных сплавах высокие прочностные свойства при удовлетворительной пластичности и сохранении немагнитности.

За счет своеобразного комплекса свойств железомарганцевые сплавы получают все большее применение в качестве кавитационностойких, жаропрочных и немагнитных сталей. Однако при разработке сплавов со специальными свойствами часто встает вопрос о дальнейшем повышении их прочности и пластичности, изыскании более эффективных способов упрочнения и стабилизации получаемого высокопрочного состояния. При этом удачное соотношение механических характеристик для нестабильных Fe—Мп сплавов достигается лишь с учетом полноты фазовых превращений при охлаждении и в процессе нагружения [1].

Эффективными способами упрочнения сплавов на железомарганцевой основе являются комбинированные методы обработки: сочетание пластической деформации и старения, фазового наклепа или пластической деформации с отжигами и т. д. [2, 3].

В данной работе приведены результаты исследований сплавов Fe—20% Мп, легированных ниобием, углеродом и ниобием одновременно.

Сплавы с ниобием (табл. 1) выплавляли в индукционной печи в атмосфере аргона (содержание углерода менее 0,01%). Слитки весом 500 г проковывали на прутки Ø 12 мм, из которых после закалки от 1150° изготавливались образцы для исследований. Сплавы, легированные ниобием, углеродом и кремнием, выплавляли в 50-килограммовой индукционной печи. Слитки гомогенизировали при 1150° в течение 12 ч и проковывали на прутки Ø 12 мм<sup>2</sup> и пластины 6×15 мм<sup>2</sup>. После прокатки пластин при комнатной температуре до толщины 1—1,5 мм заготовки закалывали в воде от 1150°С и из них изготавливали образцы для исследований. Рентгеновские исследования фазового состава проводили в железном излучении на аппарате УРС-50ИМ с автоматической регистрацией интерференционных линий, электронномикроскопические — на микроскопе ЭМВ-100Л при ускоряющем напряжении 100 кВ. Температуры начала мартенситных превращений определялись 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 мм<sup>2</sup>). Механические испытания проводили на машине ИМ-4Р с диаграммной записью.

Таблица 1

Содержание ниобия, %	$M_n$ , °С	Содержание ε-фазы, %
0,14	145	25
0,31	135	38
0,69	125	52
1,17	105	33

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

**Влияние ниобия на фазовые превращения в сплаве Г20.** Наличие в сплаве с 20% Мп таких карбидообразующих элементов, как W, V и Ti



снижает температуру начала  $\gamma \rightarrow \epsilon$  мартенситного превращения  $M_n$  и стабилизирует аустенит по отношению к образованию  $\epsilon$ -фазы [1]. Однако введение ниобия вносит свои особенности на ГЦК  $\rightarrow$  ГПУ перестройку. Дилатометрические кривые сплава Г20 и сплава с 0,14% Nb практически совпадают, но по мере дальнейшего увеличения содержания ниобия температура  $M_n$  понижается, количество  $\epsilon$ -фазы, по сравнению с данными для сплава Г20 в закаленном состоянии, возрастает (см. 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  $\epsilon$ -фазы.

При рассмотрении влияния 0,7—1,2% Nb на фазовые превращения в сплавах Г20 следует остановиться на изменении их склонности к образованию  $\alpha$ -мартенсита. Это проявляется, с одной стороны, в активизации при малых степенях деформации образования  $\alpha$ -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%  $\alpha$ -фазы, хотя в разорванных образцах ( $\epsilon = 25\%$ ) содержание  $\alpha$ -мартенсита не превышало 12—10%.

По данным [4], при содержании в Fe—Cr—Ni аустенитных сплавах больше 1% Nb, обладающего ограниченной растворимостью в  $\gamma$ -решетке, может возникнуть интерметаллическое соединение  $Fe_3Nb_2$ , наличие которого в сплаве обуславливает повышение прочностных свойств. Однако металлографические исследования, а также постоянное значение твердости после 6 ч выдержек при температурах 600—800°С свидетельствуют, что в сплаве Г20Б в процессе закалки или отжига не происходит образование новой фазы.

**Структура и свойства сплава Г20 при комплексном легировании углеродом и ниобием.** Комплексное легирование сплава Г20 0,2 или 0,1% С и 1% Nb приводит к тому, что при всех степенях деформации после закалки от 1150°С сплавы остаются немагнитными. При этом, несмотря на то, что количество  $\epsilon$ -фазы уменьшается по сравнению с ее содержанием в сплаве Г20Б [5], указанные сплавы имеют высокие прочностные свойства (табл. 2).

Таблица 2

Обработка сплава 20Г20Б	$\sigma_{0,2}$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_B$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\psi$ , %
Закалка 1150° . . . . .	47,8	99,6	39	42
Старение 750°, 6ч . . . . .	54,5	105,6	24	18
400° $\rightarrow$ 100°, 8% . . . . .	67	106,4	28	50
400° $\rightarrow$ 100°, 16% . . . . .	98,1	121,1	17	40
400° $\rightarrow$ 100°, 23% . . . . .	116	131,7	10	29

Электронномикроскопические исследования показали, что как по расположению  $\epsilon$ -фазы внутри зерна, так и по наличию большого количества дефектов упаковки (д. у.) в аустените структура сплава 20Г20Б, полученная после закалки от 1150°С, подобна наблюдаемой на закаленном сплаве Г20. Отличительным является наличие крупных, нерастворившихся при нагреве на 1150° карбидов ниобия, которые преимущественно располагались внутри зерен (см., напр., рис. 1).

Из-за напряжений, возникающих в аустените в процессе охлаждения за счет разных коэффициентов линейного расширения аустенита и карбидов, вокруг карбидов происходит образование скоплений дислокаций