

УДК 669.15-194:621.78

С. Я. Шипицын, д-р техн. наук, зав. отделом, e-mail: odus@ptima.kiev.ua

Т. В. Степанова, науч. сотр.

Д. И. Лиховой, аспирант

П. М. Кучеренко, аспирант

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСИОННОГО НИТРИДНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ $\gamma \rightarrow \alpha$ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ

Продемонстрировано влияние дисперсионного нитридного упрочнения на параметры $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в высокоуглеродистых сталях.

Ключевые слова: дисперсионное нитридное упрочнение, $\gamma \rightarrow \alpha$, легирование.

Продемонстровано вплив дисперсійного нітридного зміцнення на параметри $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворень у високовуглецевих сталях.

Ключові слова: дисперсійне нітридне зміцнення, $\gamma \rightarrow \alpha$, легування.

The effect of dispersion nitride hardening on $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation parameters in high-carbon steels is demonstrated.

Keywords: dispersion nitride hardening, $\gamma \rightarrow \alpha$, alloying.

Результаты многолетних системных фундаментальных исследований в ФТИМС НАН Украины, опытно-промышленных испытаний и промышленного освоения показали высокую эффективность, надежность и стабильность разработанной технологии дисперсионного нитридного упрочнения, основанного на легировании сталей азотом и нитридообразующими металлами (V, Nb, Ti и др.), до существенного комплексного повышения уровня физико-механических, функциональных и технологических свойств нелегированных и легированных конструкционных и специальных сталей [1]. Однако, для класса высокоуглеродистых нелегированных и низколегированных сталей, которые массово применяются в транспортном и других видах машиностроения, объем данных, необходимых для определения технологических параметров термической обработки изделий, далеко не полный. В частности, это относится к воздействию скорости охлаждения металла после аустемпизации и параметры структуры в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ (перлит – П, бейнит – Б, мартенсит – М) преобразования.

Кристаллизация и структурообразование сплавов

Исследования проводились на высокоуглеродистых сталях марок 80Г2СФ и 70Г2САФ (химический состав приведен в табл. 1) dilatометрическим методом на кварцевом dilatометре конструкции ИМФ НАН Украины с системой автоматизации, которая позволяет аналоговый сигнал превращать в цифровой. Образцы диаметром 4 и длиной 20 мм нагревали со скоростью 1,2 °С/с в атмосфере гелия до температуры аустенизации стандартной стали 80Г2СФ – 860 °С и с нитридным упрочнением 70Г2САФ – 1000 °С, испытывали 10 мин и охлаждали с начальной скоростью в интервале 35–100 °С/с до температуры выше A_{r3} (800 °С) в среде гелия, а при более низких температурах – на воздухе без и с дополнительным воздушным охлаждением вентилятором.

Таблица 1
Химический состав опытных сталей

| Марка стали | Химический элемент | | | | | | | | |
|-------------|--------------------|------|------|------|------|--------|-------|-------|----|
| | C | Si | Mn | V | Cr | N | S | P | Al |
| 80Г2СФ | 0,85 | 0,71 | 1,99 | 0,13 | 0,40 | 0,0037 | 0,024 | 0,055 | – |
| 70Г2САФ | 0,71 | 0,43 | 1,64 | 0,17 | 0,69 | 0,0100 | 0,017 | 0,049 | – |

Закономерность изменения скорости охлаждения при снижении температуры образцов в зависимости от интенсивности их охлаждения в dilatометре и зафиксированные в экспериментах максимальные температурные интервалы $\gamma \rightarrow \alpha$ (П, Б, М) превращений приведены на рис. 1.

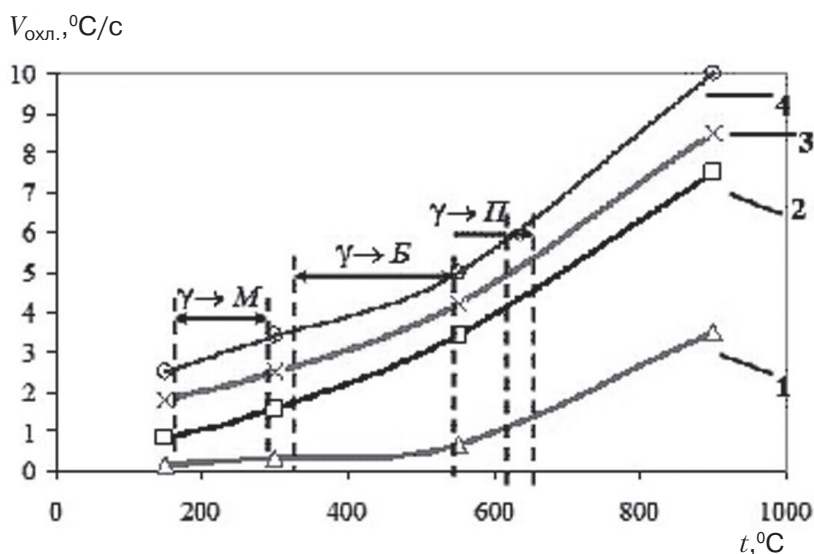


Рис. 1. Скорости охлаждения образцов при снижении температуры в зависимости от интенсивности их охлаждения: 1 – минимальная; 2 – средняя; 3 – максимальная без принудительного охлаждения; 4 – максимальная с принудительным воздушным охлаждением

Исследования показали, что дисперсионное нитридное упрочнение существенно влияет на температурно–временные параметры фазовых превращений и параметры структуры стали в зависимости от скорости охлаждения после аустенизации (табл. 2, рис. 2, 3).

Из приведенных данных видно, что дисперсионное нитридное упрочнение не только снижает температурные интервалы $\gamma \rightarrow \alpha$ (П, Б, М) превращений, но и влияет на

Структура сталей, температурные и временные интервалы $\gamma \rightarrow \alpha$ (П, Б, М) превращений в зависимости от интенсивности охлаждения образцов в dilatометре

| Марка стали | $t_{\text{ауст}}, ^\circ\text{C}$ | Интенсивность охлаждения | | | |
|-------------|-----------------------------------|---|--|--|---|
| | | I – I охл. | II – I охл. | III – I охл. | IV – I охл. |
| 80СГ2Ф | 860 | Перлит $A_{\text{P3}} = 690 ^\circ\text{C}$ $A_{\text{P1}} = 675 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{П}} = 15 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{П}} = 35 \text{ c}$ | Бейнит $t_{\text{н.Б}} = 530 ^\circ\text{C}$ $t_{\text{з.Б}} = 300 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{Б}} = 230 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{Б}} = 69 \text{ c}$ | Бейнит $t_{\text{н.Б}} = 500 ^\circ\text{C}$ $t_{\text{з.Б}} = 360 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{Б}} = 140 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{Б}} = 36 \text{ c}$ | Бейнит + мартенсит $t_{\text{н.Б}} = 530 ^\circ\text{C}$ $t_{\text{з.Б}} = 360 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{Б}} = 170 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{Б}} = 34 \text{ c}$ $M_{\text{н}} = 300 ^\circ\text{C}$ $M_{\text{к}} = 195 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{М}} = 105 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{М}} = 14 \text{ c}$ |
| | | Перлит $A_{\text{P3}} = 640 ^\circ\text{C}$ $A_{\text{P1}} = 610 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{П}} = 30 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{П}} = 91 \text{ c}$ | Бейнит $t_{\text{н.Б}} = 510 ^\circ\text{C}$ $t_{\text{з.Б}} = 300 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{Б}} = 210 ^\circ\text{C}$ | – | Бейнит + мартенсит $t_{\text{н.Б}} = 530 ^\circ\text{C}$ $t_{\text{з.Б}} = 285 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{Б}} = 245 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{Б}} = 112 ^\circ\text{C}$ $M_{\text{н}} = 240 ^\circ\text{C}$ $M_{\text{к}} = 150 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{М}} = 90 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{М}} = 32 \text{ c}$ |
| 70СГ2АФ | 1000 | Бейнит $t_{\text{н.Б}} = 655 ^\circ\text{C}$ $t_{\text{з.Б}} = 630 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{П}} = 25 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{П}} = 81 \text{ c}$ | Бейнит $t_{\text{н.Б}} = 500 ^\circ\text{C}$ $t_{\text{з.Б}} = 370 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{Б}} = 130 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{Б}} = 42 \text{ c}$ | Бейнит $t_{\text{н.Б}} = 525 ^\circ\text{C}$ $t_{\text{з.Б}} = 370 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{Б}} = 155 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{Б}} = 35 \text{ c}$ | Мартенсит $M_{\text{н}} = 330 ^\circ\text{C}$ $M_{\text{к}} = 325 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{М}} = 5 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{М}} = 69 \text{ c}$ |

Примечание: 1. $t_{\text{н.Б}}, t_{\text{з.Б}}$ – температура начала и окончания $\gamma \rightarrow \text{Б}$ превращения; 2. $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{П}}, \Delta t_{\gamma \rightarrow \text{Б}}, \Delta t_{\gamma \rightarrow \text{М}}$ – температурный интервал $\gamma \rightarrow \text{П}, \gamma \rightarrow \text{Б}, \gamma \rightarrow \text{М}$ превращений; 3. $\Delta t_{\gamma \rightarrow \text{П}}, \Delta t_{\gamma \rightarrow \text{Б}}, \Delta t_{\gamma \rightarrow \text{М}}$ – время $\gamma \rightarrow \text{П}, \gamma \rightarrow \text{Б}, \gamma \rightarrow \text{М}$ превращений

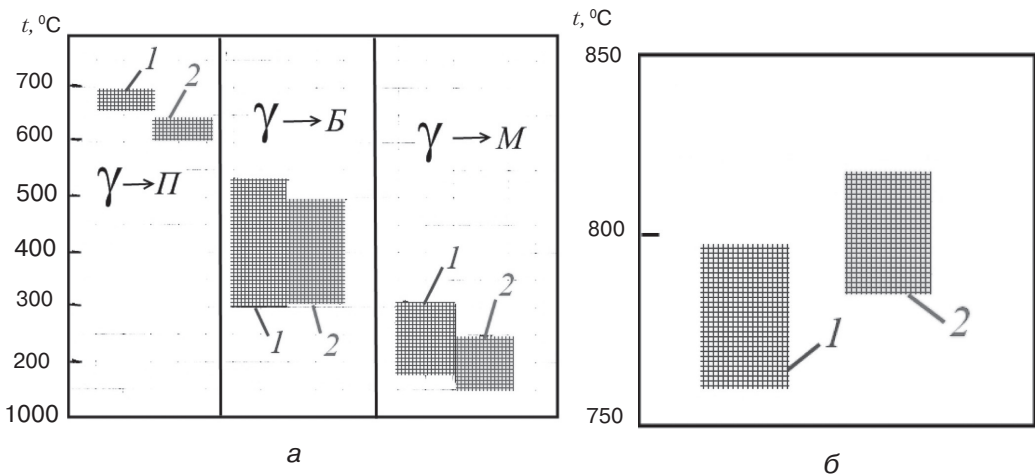


Рис 2. Температурные интервалы $\gamma \rightarrow \text{П}, \gamma \rightarrow \text{Б}, \gamma \rightarrow \text{М}$ превращений сталей: 1 – 80СГ2Ф; 2 – 70СГ2АФ

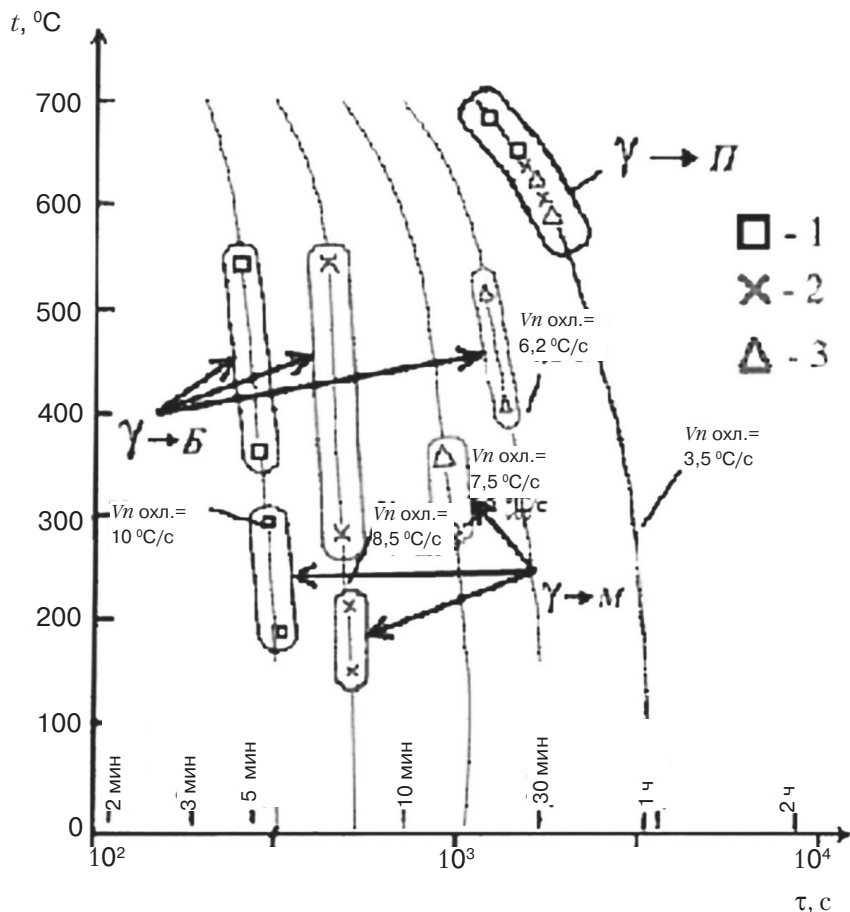


Рис.3. Фрагменты термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита сталей: 80СГ2Ф ($1 - t_{\text{ауст}} = 860$); 70СГ2АФ ($2 - t_{\text{ауст}} = 920$, $3 - t_{\text{ауст}} = 1000$ °С). Цифры у кривых – начальная скорость охлаждения образцов от температуры аустенизации

фазовый состав металла при близких скоростях охлаждения образцов. Так, формирование бейнитной и мартенситной структуры в стали с дисперсионным нитридным упрочнением происходит при начальной скорости охлаждения, которая меньше на 15–25 % скорости охлаждения стандартной стали. Это является следствием повышения твердорастворным азотом стабильности аустенита к превращениям как при охлаждении, так и при нагревании металла [1].

Несмотря на то, что $\gamma \rightarrow \alpha$ (П, Б, М) превращения в стали с дисперсионным нитридным упрочнением протекают при меньших скоростях охлаждения, это не приводит к уменьшению, а наоборот увеличивает дисперсность структурных составляющих перлитной, бейнитной и мартенситной структур (рис. 4).

Необходимо отметить, что такой эффект достигается при оптимальной температуре аустенизации стали с дисперсионным нитридным упрочнением, когда при аустенизации 10–15 %мас. нитридов ванадия они не растворяются и приводят к стабилизации аустенитного зерна.

В случае, когда температура аустенизации превышает оптимальную, то весь азот переходит в твердый раствор и максимально влияет на повышение стабильности аустенита к $\gamma \rightarrow \alpha$ (П, Б, М) преобразования. Но отсутствие нитридванадиевой фазы в аустените приводит к существенному росту аустенитного зерна и структурных продуктов его распада. Это показано на рис. 3, где в стали 80СГ2АФ с дисперсионным

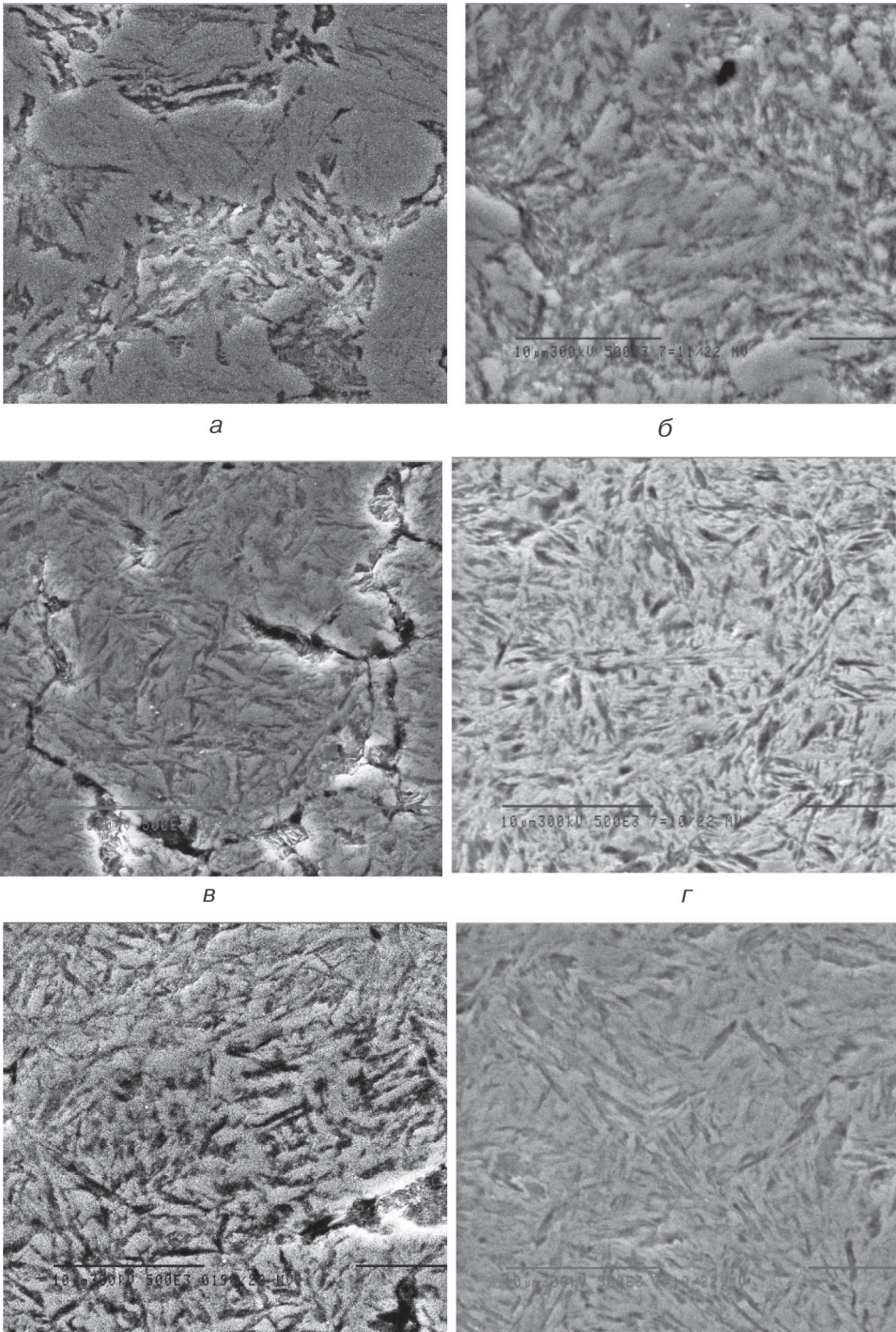


Рис. 4. Феррито-перлитная (а, г – начальная скорость охлаждения $V_{н.о} = 3,5 \text{ }^\circ\text{C/s}$), бейнитная (б, д – $V_{н.о} = 7,5 \text{ }^\circ\text{C/s}$) и мартенсито-бейнитная (в, е – $V_{н.о} = 10 \text{ }^\circ\text{C/s}$) структуры сталей 80СГ2Ф (а, б, в) и 70СГ2АФ (г, д, е), $\times 5000$

нитридным упрочнением при температуре аустенизации $1000 \text{ }^\circ\text{C}$, превышающей оптимальную на $60\text{--}80 \text{ }^\circ\text{C}$, мартенситная структура формируется при начальной скорости охлаждения, которая характерна для формирования бейнитной и феррито-бейнитной структуры стандартной и с оптимальной температурой аустенизации стали с дисперсионным нитридным упрочнением. Но за счет роста аустенитного

Кристаллизация и структурообразование сплавов

зерна дисперсность мартенсита существенно уменьшается: с 4 баллов по ГОСТ 8233-56 до 7.

Соответственно, это приведет к уменьшению дисперсности как перлитной, так и бейнитовой структуры закалки при уменьшенных скоростях охлаждения и, конечно, к ухудшению физико-механических и эксплуатационных свойств стали.

Таким образом, установлено, что дисперсионное нитридное упрочнение при оптимальной температуре аустенизации за счет повышения стабильности аустенита обеспечивает снижение на 20–65 °С интервала температур $\gamma \rightarrow \text{П}$, $\gamma \rightarrow \text{Б}$ и $\gamma \rightarrow \text{М}$ преобразований колесной стали, что позволяет уменьшить на 15–25 % скорость спреерного водовоздушного охлаждения колес после аустенизации. Это упрощает технологический процесс закаливания колес и уменьшает технологическую вероятность разложения зародышей закаленных трещин.



Список литературы

1. Бабаскин Ю. З., Шипицын С. Я., Кирчу И. Ф. Конструкционные и специальные стали с нитридной фазой. – К.: Наук. думка, 2005. – 371 с.



References

1. Babaskin, Yu. Z., Shipitsyn, S. Ya., Kirchu, I. F. (2005) Konstruktsionnye i spetsialnie stali s nitridnoy fazoy [*Structural and special steel with a nitride phase*]. K.: Nauk.dymka, 371 p.

Поступила 20.09.2017