

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

А. М. БОРЗДЫКА

**О ПРИЧИНАХ ПОВЫШЕННОЙ ТЕПЛОУСТОЙЧИВОСТИ  
(ЖАРОПРОЧНОСТИ) ХРОМОНИКЕЛЕВОГО АУСТЕНИТА  
С КРУПНЫМ ЗЕРНОМ**

(Представлено академиком Г. Г. Уразовым 17 II 1948)

В настоящее время можно считать установленным, что теплоустойчивость (иначе «жаропрочность») сплавов системы Fe — Cr — Ni, имеющих структуру твердого гамма-раствора, в сильнейшей степени зависит от предварительной термической обработки.

В частности, автором настоящей статьи неоднократно указывалось (1-3), что общепринятые режимы закалки жаростойкой аустенитной стали с недостаточно высоких температур, лежащих ниже температуры диссоциации сложных карбидов, не позволяют использовать до конца всех теплоустойчивых возможностей твердых растворов никеля и хрома с  $\gamma$ -железом.

Повышение нагрева под закалку до температуры, обеспечивающей полное растворение в аустените сложных карбидов, непосредственно связанное с сильным ростом аустенитного зерна, существенно повышает свойства прочности (в том числе сопротивление ползучести) при высоких температурах, но в то же время резко снижает удлинение и поперечное сужение (3).

Однако, поскольку аустенитные сплавы обладают большим запасом пластичности, последнее обстоятельство в практических условиях, как правило, не является препятствием к обработке таких сплавов, в целях повышения их теплоустойчивости, на «крупное зерно» (2).

Была сделана попытка выяснить действительную причину отмеченного выше влияния исходной термической обработки на теплоустойчивые свойства высоколегированного аустенита.

В результате проведенных исследований удалось установить, что повышенная теплоустойчивость крупнозернистого аустенита, получаемого в результате термической обработки (закалки) при весьма высоких температурах, может обуславливаться: 1) величиной кристаллического зерна, 2) степенью легированности твердого раствора и 3) вторичными структурными превращениями, происходящими в твердом растворе при повышенных температурах.

В зависимости от конкретного состава сплава и рабочей температуры может превалировать один из этих факторов.

В простейшем случае преимущественное влияние оказывает первый фактор (величина зерна), побочное — второй (степень легированности); третий фактор отсутствует.

Примером могут служить твердые растворы, химический состав которых исключает или почти исключает внутренние процессы при вторичных нагревах, как то: «безуглеродистый» нихром, малоуглеродистые аустенитные стали (рис. 1, кривая Б).

Содержание в таких сплавах углерода не должно превышать его предельной растворимости в аустените.

В более сложных случаях к первым двум факторам добавляется третий, получающий подчас первостепенное значение. Конкретный пример — сталь типа 14/14-В с 0,4—0,5% С, после закалки с высоких температур содержащая в твердом растворе значительное количество сложных карбидов хрома, вольфрама и молибдена (рис. 1, кривая А).

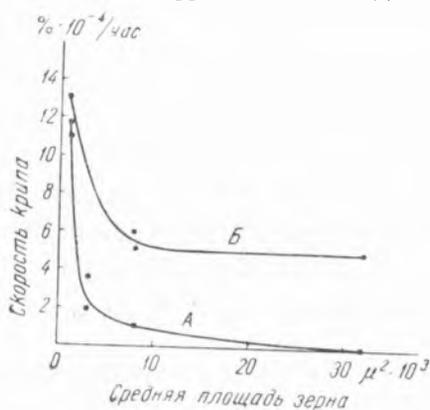


Рис. 1.  $t = 600^\circ$ ,  $\sigma = 12 \text{ кг/мм}^2$ .  
А —  $\sim 0,05\% \text{ С}$ ; Б —  $0,45\% \text{ С}$

Влияние всех трех факторов в этом случае суммируется, и зависимость характеристик ползучести от температуры закалки (или средней площади аустенитного зерна) выражается более резко, чем для нестареющей малоуглеродистой стали того же типа (рис. 1).



Рис. 2. Нихром 60/20. 1 —  $700^\circ$ , 2 —  $800^\circ$

Поскольку состав твердого раствора обоих сплавов одинаков, диаграмма рис. 1 дает представление и об относительном количественном влиянии фактора величины зерна и вторичных структурных превращений.

Естественно, «парциальное» влияние каждого из этих факторов может быть различным в сплавах различного химического состава, а для данного сплава — зависеть от рабочей температуры.

Так, для стали 14/14-В (рис. 1, кривая А) уменьшение скорости ползучести при  $600^\circ$  с повышением температуры исходной закалки произошло в большей степени благодаря росту зерна и в меньшей за счет дисперсионного твердения (что видно из сопоставления кривых А и Б рис. 1). При температуре же  $700^\circ$ , отвечающей наибольшему развитию процессов дисперсионного твердения в стали 14/14-В, налицо обратная картина.

Если представить напряжения, отвечающие длительной ползучести со скоростью  $10^{-6} \text{ мм/мм}$  в час, в функции от средней площади (или

диаметра) аустенитного зерна, то для нестареющих аустенитных сплавов (например для безуглеродистого нихрома) зависимость между этими величинами выразится кривыми параболического характера, а в логарифмической системе координат — прямыми линиями (рис. 2).

В то же время для аустенитных сплавов, подверженных дисперсионному твердению, прямолинейную зависимость в логарифмической системе координат «напряжение — площадь зерна» установить не удалось; кривые получаются ломаными.

Видимо, упрочняющее влияние выделяющихся сложных карбидов, степень дисперсности и количество которых возрастают параллельно росту зерна с повышением температуры закалки (<sup>1</sup>, <sup>4</sup>), накладывается на влияние, оказываемое самой величиной аустенитного зерна, и искажает характер зависимости, установленной для нестареющих твердых растворов.

Попутно мы считаем доказанным также то обстоятельство, что наличие в основной аустенитной структуре сфероидизированной карбидной фазы практически не изменяет сопротивления сплава ползучести. Это видно из взаимного положения начальных точек кривых А и Б на рис. 1.

Поступило  
17 II 1948

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

<sup>1</sup> А. М. Борздыка, Тр. совещ. по теплоустойчивой и жароупорной стали, АН СССР, 1940. <sup>2</sup> А. М. Борздыка, Сталь, № 6, 215 (1945). <sup>3</sup> А. М. Борздыка, Изв. сектора физ.-хим. анализа, 16, в.2, 116 (1946). <sup>4</sup> Г. Акимов и Ц. Минц, Изв. АН СССР, ОТН, № 7/8 (1945).