

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Л. И. КОГАН и Р. И. ЭНТИН

**О ВЛИЯНИИ ЭЛЕМЕНТОВ, ОБРАЗУЮЩИХ
ТРУДНОРАСТВОРИМЫЕ КАРБИДЫ, НА РАСПАД АУСТЕНИТА***(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 27 XI 1953)*

Карбидообразующие легирующие элементы (молибден, вольфрам, хром) оказывают большое влияние на кинетику изотермического распада аустенита, особенно сильно понижая скорость распада в перлитной области. Как показали наши исследования, интенсивное воздействие карбидообразующих элементов на кинетику распада аустенита связано, главным образом, с необходимостью их диффузионного перераспределения в связи с образованием карбидной фазы, обогащенной этими элементами⁽¹⁾. Скорость диффузии легирующих элементов на много порядков меньше скорости диффузии углерода. Поэтому необходимость диффузионного перераспределения легирующих элементов сильно задерживает процесс распада аустенита.

Наличие общих особенностей влияния ряда карбидообразующих элементов на кинетику распада аустенита и процессы карбидообразования позволяет предполагать, что и легирование такими элементами, как титан, ниобий, ванадий и др., должно приводить к подобным же результатам. Однако титан, ниобий и в значительной мере ванадий образуют весьма стойкие карбиды, которые почти не растворяются в аустените при нагреве до весьма высоких температур. Поэтому легирование добавками, например, титана или ниобия не только не повышает, но, наоборот, понижает устойчивость аустенита и прокаливаемость стали при закалке от температур 800—950°. В связи с этим прочно укрепилось представление о невозможности использования элементов, образующих труднорастворимые карбиды, при легировании для повышения устойчивости аустенита и прокаливаемости^(2, 3). Отдельные факты, которые находились в противоречии с этими представлениями, не принимались во внимание.

Для того чтобы использовать элементы, образующие труднорастворимые карбиды, для повышения устойчивости аустенита, необходимо добиться перевода (хотя бы частичного) этих карбидов в аустенит при умеренных температурах нагрева, приемлемых при термической обработке. При постановке этой задачи мы руководствовались следующими соображениями.

Кинетика растворения карбидов при нагреве зависит от прочности межуатомных связей атомов металла и углерода. Увеличить растворимость карбидов в аустените при прочих равных условиях можно, если удастся ослабить эти связи. Поэтому казалось вероятным следующее предположение: если сталь, содержащую добавки титана, ванадия, ниобия и других подобных элементов, легировать также элементами с меньшей карбидообразующей способностью, то можно добиться ослабления связи между атомами металла и углерода и большего их перехода в аустенит при нагреве. Предварительные опыты показали, что желаемый эффект достигается при легировании сталей, содержащих добавки элементов, образующих труднорастворимые карбиды, дополнительно

марганцем в количестве от 1,5 до 2,5%. Ниже излагаются некоторые результаты проведенных исследований.

На рис. 1 приведена диаграмма изотермического распада аустенита стали, содержащей 0,15% углерода, 0,06% титана и 2,2% марганца. Для сопоставления приведены кривые распада аустенита марганцовистой стали (0,12% углерода и 2% марганца) и углеродистой стали с добавкой титана. Как следует из диаграммы совместное легирование титаном и марганцем приводит к очень резкому повышению устойчивости аустенита в широком интервале температур от A_{c1} до 400° . Так например, в стали, содержащей 0,12% С и 2% Мп, при 600° 5% аустенита превращаются за несколько секунд, а 75% за 3 мин.; дополнительное легирование 0,06% титана увеличивает, соответственно, время 5 и 75% превращения аустенита до

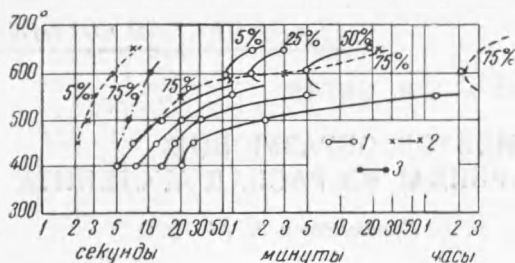


Рис. 1. Диаграммы изотермического распада аустенита сталей. 1—0,15% С + 2,2% Мп + 0,06% Тi, плавка 531; 2—0,12% С + 2,0% Мп, плавка 6; 3—0,5% С + 0,15% Тi, плавка 581

50 сек. и 2 час. При 450° дополнительное легирование титаном увеличивает время 75% превращения с 7 до 25 сек. Легирование титаном, даже при столь небольших его содержаниях, приводит также к резкому обособлению перлитной и средней областей превращения, разделенных зоной высокой устойчивости аустенита (около 570°). Аналогичные эффекты наблюдались и в стали с содержанием углерода 0,26 и 0,4%.

На рис. 2 приведена диаграмма распада аустенита стали, содержащей 0,5% С, 2,5% Мп и 1% Тi. И в этом случае отмечается значительное повышение устойчивости аустенита в перлитной области температур. Однако скорость превращения аустенита в средней области в этом случае повышается по сравнению с соответствующей марганцовистой сталью вследствие наличия большого количества нерастворенных карбидов, связывающих значительную часть углерода.

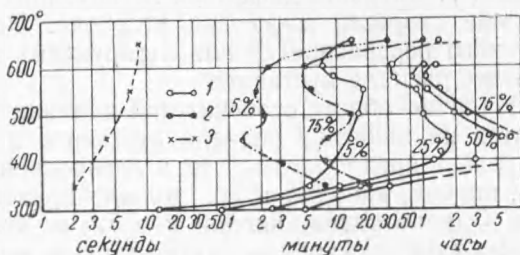


Рис. 2. Диаграммы изотермического распада аустенита сталей. 1—0,5% С + 2,5% Мп + 1% Тi, плавка 373; 2—0,57% С + 2,46% Мп, плавка 1949; 3—0,45% С + 1% Тi; плавка 372

При содержании марганца в стали ниже 2% (1,3—1,8%) легирование добавками титана также вызывает повышение устойчивости аустенита, однако эффект в этом случае меньше.

Изменение скорости распада аустенита зависит также от концентрации углерода и титана. При неполном растворении карбидов скорость распада изменяется под воздействием двух конкурирующих факторов. Наличие нерастворенных карбидов ускоряет распад, а перевод части титана в аустенит способствует повышению его устойчивости.

На рис. 3 приведены диаграммы изотермического распада стали, содержащей 0,63% С, 2% Мп и 0,15% V, и стали, содержащей 0,57% С и 2,46% Мп. Как видно из диаграммы, легирование ванадием приводит к значительному увеличению устойчивости аустенита в перлитной и средней областях распада, а также к резкому обособлению этих областей превращения. Аналогичные эффекты наблюдаются при содержании углерода 0,3—0,4%.

В стали, содержащей 0,24% С и 2,5% Мп, дополнительное легирование 0,25% Nb приводит также к значительному повышению устойчивости аустенита в перлитной области температур.

Сильное влияние оказывают также добавки тантала (см. рис. 4).

Повышение устойчивости аустенита наблюдается также при введении добавок сильно карбидообразующих элементов в хромистую и хромомарганцовистую стали, однако наблюдаемые эффекты в этих сталях меньше, чем в марганцовистой стали.

Каковы причины наблюдающихся эффектов? Уже сам характер влияния титана, ванадия, ниобия, тантала на кинетику распада аустенита в стали, содержащей 1,5—2,5% Мп, свидетельствует о переходе по крайней мере части этих добавок в аустенит при нагреве. Непосредственные экспериментальные данные, подтверждающие это заключение, были получены путем химического анализа карбидной фазы (после электролитического выделения последней).

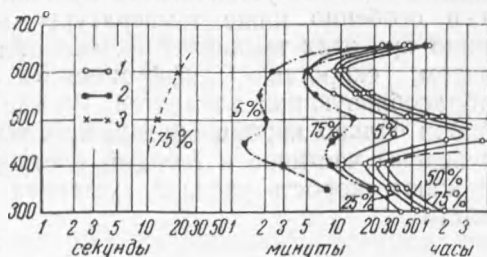


Рис. 3. Диаграммы изотермического распада аустенита сталей. 1—0,63% С + 2% Мп + 0,15% V, плавка 582; 2—0,57% С + 2,46% Мп, плавка 1949; 3—0,63% С + 0,15% V, плавка 583

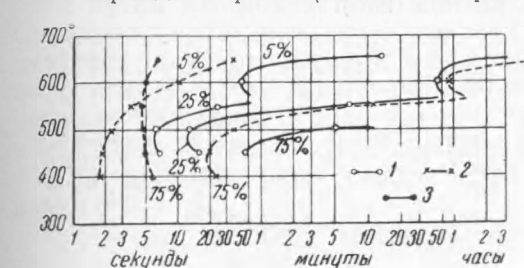


Рис. 4. Диаграммы изотермического распада аустенита сталей. 1—0,15% С + 2,38% Мп + 0,18% Та, плавка 1171; 2—0,15% С + 2,3% Мп, плавка 296; 3—0,13% С + 0,13% Та, плавка 1170

Для большей точности данных, полученных методом химического анализа карбидной фазы, исследование проводилось на сталях с высоким содержанием ванадия.

Из данных табл. 1 следует, что с увеличением содержания марганца в стали по мере повышения температуры нагрева уменьшается количество ванадия в карбидной фазе и, следовательно, возрастает в твердом растворе — аустените.

Рентгеновский анализ показывает увеличение содержания углерода в твердом растворе при легировании стали марганцем и титаном по сравнению со сталью, легированной только титаном. Содержание углерода в твердом растворе оценивалось по ширине интерференционной линии мартенсита (200) (4).

Таким образом, при наличии в стали марганца добавки V, Ti и других сильно карбидообразующих элементов в большей мере переходят в аустенит при нагреве. При последующем распаде аустенита образуется карбидная фаза, обогащенная этими элементами. Опытные данные, показывают, что как и при легировании стали Mo и W, при этом требуется диффузионное перераспределение карбидообразующих элементов, протекающее с весьма малой скоростью.

Таблица 1

Состав сталей: плавка 524: 0,61% С + 1,6% V + 0,28% Мп; плавка 525: 0,64% С + 1,74% V + 2,44% Мп; плавка 854: 0,64% С + 1,7% V + 4,5% Мп

Т-ра закалки в °	Содержание Мп в стали в %		
	0,28	2,44	4,5
Содержание V в карбиде			
900	1,30	1,30	1,33
1000	1,21	1,00	0,68
1100	0,84	0,71	0,30
1200	0,63	0,26	0,12

Таким образом, увеличение устойчивости аустенита марганцовистой стали при дополнительном легировании элементами, образующими труднорастворимые карбиды, объясняется более полным переходом последних в аустенит при нагреве и необходимостью их диффузионного перераспределения в аустените при распаде. В связи с этим становится ясным и то, что добавки V, Ti, Nb и других подобных элементов значительно повышают устойчивость аустенита в перлитной области температур и особенно ниже температуры максимальной скорости распада; именно при этих температурах скорость распада определяется, главным образом, скоростью диффузионного перераспределения легирующих карбидообразующих элементов. Вместе с тем необходимо заметить, что добавки сильно карбидообразующих элементов, если они при нагреве переведены частично в твердый раствор, при последующем охлаждении понижают скорость распада аустенита и в средней («промежуточной») области.

Институт металловедения и физики металлов
ЦНИИЧМ

Поступило
27 XI 1953

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Р. И. Энтин, Проблемы металловедения и физики металлов, Сбор. III, 1952, стр. 105. ² А. П. Гуляев, Металловедение, 1951, стр. 320. ³ И. Е. Конторович, Термическая обработка стали и чугуна, 1950, стр. 380. ⁴ Г. В. Курдюмов, М. Д. Перкас, А. Е. Шапов, ДАН, 92, № 5 (1953).

Общая характеристика: металлургический институт, Москва, 1953 г.

Вид	№	Дата	Содержание
1	100	1953	Исследования по...
2	101	1953	Исследования по...
3	102	1953	Исследования по...
4	103	1953	Исследования по...