

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА СВОЙСТВА ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ

Скобло Т.С., доктор техн. наук

(Харьковский государственный технический университет сельского хозяйства)

Розглянуто вплив структури на властивості заэвтектоїдної сталі при різних термічних обробках. Виявлено вплив розміру та розташування карбідів на напружений стан металу в разі циклічної обробки.

Заэвтектоидные стали благодаря высокому содержанию углерода (1,0-1,8%) находят все большее применение для деталей машин и оборудования. Это обусловлено тем, что ее структура, в зависимости от концентрации углерода и легирующих добавок, содержится до 10-20% карбидной фазы, которая обеспечивает стабильность свойств рабочего слоя при эксплуатации деталей. Регулировать уровень потребительских свойств такой стали наиболее рационально использованием термической обработки.

Выбор оптимального режима термической обработки определяется условием работы детали и исходной структурой материала. Для регулирования технологического процесса изготовления или восстановления деталей необходимо проанализировать роль структурного фактора, установить поведение карбидной фазы при термической, оценить склонность стали к сферондизации перлита и коагуляции карбидов, которые обеспечивают повышение пластичности.

Существенная роль в обеспечении пластичности материала принадлежит форме, размеру и распределению включений цементита. Наличие структуры крупных включений приводит в зарождению трещин уже на первых этапах эксплуатации детали.

Дробление карбидной фазы значительно снижает, а в ряде случаев и исключает зарождение в ней трещин. Долговечность материала возрастает.

Дальнейшая выносливость определяется размером и распределением сфероидизированных карбидов, так как интенсивность накопления и степень локализации деформаций зависят от различия в коэффициентах термического расширения и величины деформационной области.

Для оценки величины деформации, возникающей в материалах с гетерогенной структурой, разработали методику математического моделирования. При моделировании на ЭВМ использовали видоизмененный метод локальных вариаций с решением двумерной задачи, в которой деформационная область разбивалась на квадратные ячейки. При этом были приняты следующие допущения:

- объем каждой ячейки в результате пластической деформации не изменяется;
- деформация предполагается монотонной;
- число ячеек в результате деформации же изменяется;



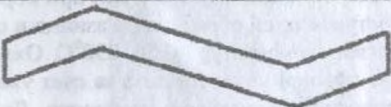
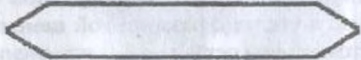
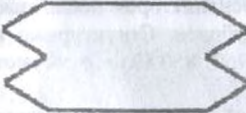

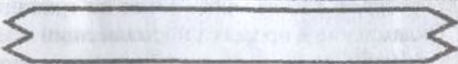
- работа деформация дав каждой формы области, принимает минимальное значение;
- истинным формоизменением считается та форма области и разделение ее границы, при котором работа деформации принимает минимальное значение;
- при вариации формы области контактное трение и продольные касательные напряжения не учитывали;
- при расчетах не учитывали влияние других включений (ближе расположенных);
- удлинения всех ячеек в продольном направлении равны друг другу. Поэтому в силу сохранения объема площади всех ячеек после деформации равны друг другу (но не обязательно первоначальной площади ячейки);
- минимуму работы деформации соответствует деформационная сетка с минимальным периметром внутренних ячеек;
- структура пластичной матрицы является гомогенной или квазигомогенной.

Моделирование процесса деформации, картину распределения линий скольжения, оценку степени деформации приводили путем сопоставления данных, найденных аналитически и выявленных путем вакуумного травления по методике [1] после работы детали. Выявление деформационных линий при вакуумном травлении основано на том факте, что при термоциклическом воздействии за счет напряжений второго рода более пластичные участки матрицы на деформации реагируют вначале упруго, а затем пластически.

Для описания деформационной картины по линиям скольжения на ЭВМ были рассмотрены варианты расположения включений на различных расстояниях, оказывавших влияние на одну и ту же площадь пластичной матрицы. Это следующие варианты (в условных единицах): 20x140; 70x40; 140x20. Первый размер отражает ширину включения цементита, а второй - расстояние между включениями. По всем вариантам рассмотрена деформация равная 2 и 20%, а для первого - дополнительно 100%. При проведении моделирования варьировали (с учетом сохранения площадей) направление деформационных линий в пластичной матрице.

Полученные расчеты показали, что работа деформации для форм с одной выпуклостью во всех случаях меньше, чем с двумя. С увеличением размера включения и уменьшением расстояния между ними в 3,5 раза отмечается увеличение работы деформации в 1,3 раза. При увеличении размера включений в 7 раз и уменьшении на такую же величину расстояния между ними работа деформации возрастает в 1,9 раза (табл. 1). Из сопоставления картины расположения деформационных линий, выявленных методом вакуумного травления после термоциклического воздействия и полученных на ЭВМ, следует, что они чаще всего изгибаются, описывая бочкообразную форму или с двумя перегибами. Сравнивая работу деформации этих форм, с учетом различного наклона линий, видна возможность существования формы с двумя перегибами, соответствующей потере устойчивости.

Таблица 1 Влияние размеров включений, расстояния между ними, а также деформационной картины и степени деформации на величину работы деформации

Размер включений, расстояние между ними, деформационная картина линий скольжения (схематическое представление)	Величина работы деформации в зависимости от степени деформации, %		
	2	20	100
1	2	3	4
 140×20,20	1633,5	18506,8	52873
 140×20,20	1528	17220,8	48769
	1283,5	2122,6	17045
	2889	30995	-
	2210,4	24291,5	-
	1962,5	22394	-
	3269,3	34358,7	-

В результате проведенных исследований установлено, что увеличение долговечности при уменьшении локализации деформаций в условиях циклического воздействия температур может быть обеспечено получением структуры материала с мелкими включениями цементита. Коагуляция карбидной фазы заметно ускоряет зарождение трещин.

При разработке режима термической обработки учитывали требования, предъявляемые к материалу для конкретных деталей, минимально склонного к

локализации деформаций. Исследования проводили на заэвтектоидных сталях двух типов: с грубой цементитной сеткой, наличием ледебурита и со структурно свободным цементитом, равномерно распределенным в металлической матрице. Обработке подвергали темплеты диаметром 140мм и высотой 20мм.

Для достижения оптимальных структур и установления влияния скорости охлаждения на поведение структурно свободного цементита и степень сфероидизации перлита исследовали изменения, происходящие при охлаждении стали с различных температур на воздухе и вод вентилятором. Анализировали как одноступенчатые обработки при температурах 850; 950; 1050°С, так и многоступенчатые - 950, 850°С; 1050, 950°С и 1050, 950, 850°С. Установлено, что при одноступенчатых обработках изменение скорости охлаждения практически не оказывает влияния на сфероидизацию перлита матрицы. В большей мере проявляется роль температуры аустенинизации. При нормализации в 850°С в структуре матрицы появляются мелкие сфероидизированные карбиды. Повышение температуры нормализации до 950°С обеспечивает дробление большей части игл вторичного цементита. Наряду со сфероидизацией карбидов матрицы происходит их коагуляция. При максимальной температуре нормализации - 1050°С возрастает степень коагуляции карбидов матрицы.

Наиболее существенное влияние скорости охлаждения стали при нормализации проявляется в результате многоступенчатой обработки. Разница в структуре заметна, начиная даже с более низких температур - 950, 850°С. Охлаждение вентилятором увеличивает степень сфероидизации перлита за счет увеличения напряжений, создания блочной структуры облегчения дробления. Двойная нормализация с более высоких температур 1050, 950°С при ускоренном охлаждении способствует дроблению карбидов в сталях с разорванной цементитной сеткой, а при наличии грубой сетки - утоняет ее и оставляет без изменений участки ледебуритной эвтектики. Охлаждение вентилятором после каждой ступени нормализации препятствует коагуляции карбидов. Структурные изменения в матрице при тройной нормализации 1050, 950, 850°С не отличаются от двойной.

Оценку интенсивности растворения карбидной фазы при различных температурах обработки производили путем сопоставления образцов, прошедших нормализацию и закалку. Последняя позволила фиксировать структуру, формирующуюся в процессе выдержки образца. Установлено, что однократная нормализация при 850°С не изменяет количества и распределения карбидной фазы. Выдержка при 950°С приводит к некоторому растворению сетки по границам зерен и игл вторичного цементита. Охлаждение в процессе нормализации обеспечивает заметное их дробление. При 1050°С иглы вторичного цементита полностью растворяются, по границам зерен исчезает карбидная сетка, а остаются лишь отдельные цепочки карбидов. Охлаждение при нормализации вновь приводит к выделению игл вторичного цементита, однако сетка не восстанавливается. Интенсивность дробления карбидной сетки минимальна при наличии ледебурита, особенно сотового строения.

Лучшие результаты по дроблению карбидной сетки и вторичного цементита достигаются при тройной нормализации. При отсутствии ледебурита эффек-

тивной оказывается двойная нормализация. Интенсификация дробления вторичного цементита обеспечивает ускоренное охлаждение. На рис. 1 приведена микроструктура стали до и после термической обработки.

Рентгеноструктурным анализом и металлографическими исследованиями установлено некоторое отличие в структуре сталей, подвергавшихся нормализации с температур 950°С и 1050°С. При максимальной температуре обработки зерна α -Fe мелкие, а цементита и γ -Fe крупные. С понижением температуры аустенитизации рефлексы становятся точечными, то есть фазы приобретают крупнокристаллическое строение. Возрастает количество аустенита. Вследствие того, что рефлексы на рентгенограмме точечные, определение параметра решетки к физического уширения затруднено, так как в количественные характеристики этих величин вносятся значительные ошибки. Вместе с тем, можно отметить уширение линий (220), свидетельствующее о наличии внутренних напряжений.

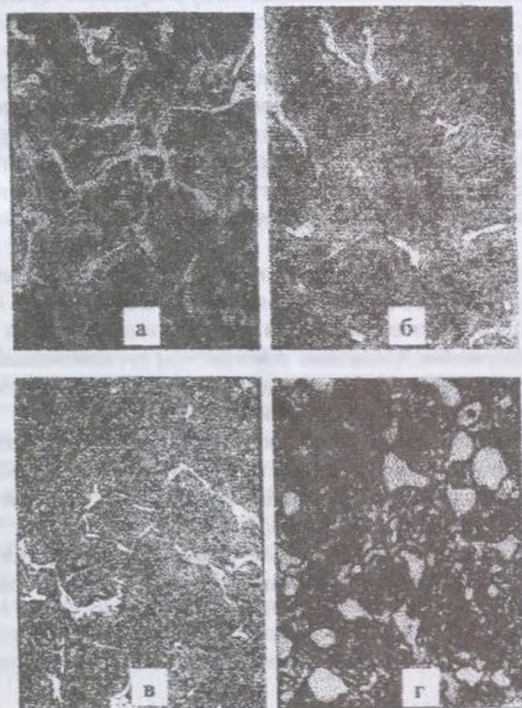


Рис. 1. Микроструктура заэвтектоидной стали с 1,7%С:

а — до термической обработки, $\times 100$;

б — после нормализации 850°С, 950°С, $\times 100$;

в — после тройной нормализации 1050°С, 950°С, 850°С, $\times 100$;

г — то же, $\times 600$.

Анализ закаленных образцов показал, что при выдержке 950°C сохраняется часть цементита, то есть он не успевает раствориться. При этой температуре выявлено большее количество остаточного аустенита. Закалка с более высокой температуры - 1050°C не изменяет размера фаз (они остаются крупнокристаллическими), однако не идентифицируются линии Fe_3C , в такой стали после охлаждения остаточного аустенита меньше.

Исследования, проведенные тремя сопоставительными способами обработки - нормализацией с охлаждением на спокойном воздухе, вентилятором и закалкой выявили существенную роль в структурообразовании не только скорости охлаждения, температуры аустенизации, но и многоступенчатости обработки. Установлено, что частичное растворение карбидной сетки начинается с температуры 950°C . Дробление игл вторичного цементита возможно без растворения их в аустените при нормализации, начиная с 850°C . Большой эффект достигается при ускоренном охлаждении. Иглу вторичного цементита при температуре 1050°C полностью растворяются, а затем при охлаждении вновь выделяются и дробятся. Температура 950°C занимает промежуточное положение. Дробление игл вторичного цементита подобно тому, которое происходит при 850°C и 1050°C , то есть без- и с переходом их в аустенитное состояние.

Многоступенчатая обработка обеспечивает интенсивное дробление карбидной сетки. При отсутствии в литом состоянии сплошной сетки и включений ледебурита столь целесообразно подвергать двойной нормализации. При наличии грубых включений цементита необходимо применение тройной нормализации.

С повышением температуры аустенизации возрастает степень коагуляции карбидов матрицы, что снижает термическую выносливость и износостойкость материала за счет интенсификации процесса выкрашивания и накопления пластической деформации. Снижение температуры аустенизации в 1050°C до 950°C требует увеличения времени выдержки для завершения диффузионных процессов и получения однородной структуры.

Выбор режима термообработки продиктован не только необходимостью достижения требуемого уровня твердости и прочности, но и формированием определенной структуры: с раздробленной карбидной фазой. При этом необходимо учитывать и степень коагуляции карбидов матрицы.

В табл. 2 приведен сопоставительный уровень механических свойств сталей с различной исходной структурой и после двойной нормализации.

Таблица 2. Механические свойства сталей после различных видов термической обработки

Распределение карбидной фазы	Результаты испытаний								
	Литое			Двойная нормализация (950, 850°C) с отпуском (600°C)			Тройная нормализация (1050, 950, 850°C) с отпуском (600°C)		
	$\sigma_{\text{в}}$ МПа	$\sigma_{\text{изг}}$ МПа	НВ	$\sigma_{\text{в}}$ МПа	$\sigma_{\text{изг}}$ МПа	НВ	$\sigma_{\text{в}}$ МПа	$\sigma_{\text{изг}}$ МПа	НВ
Грубая цементитная сетка с ледебуритом	45,0	43,0		50,7	61,0		52,0	67,0	
	43,0 - 46,0	40,0 - 46,0	325	45,6 - 58,5	56,0 - 66,0	307	51,0 - 53,5	61,0 - 75,0	269
Структурно свободные, равномерно распределенные мелкие карбиды	47,5	50,5		76,5	62,0		69,2	65,0	
	45,0 - 51,0	46,0 - 58,0	329	74,0 - 78,5	61,0 - 63,0	307	68,0 - 70,5	60,0 - 72,0	297

Приведенные данные подтверждают эффективность использования двойной нормализации для деталей из сталей, в исходной структуре которых цементитная сетка отсутствует. Наиболее интенсивное дробление цементитной сетки при относительно высоком содержании углерода (1,5-1,8%) достигается оптимизацией содержания основных легирующих элементов и малыми добавками карбидообразующих – ванадием, ниобием, титаном и др.

На основании результатов лабораторных разработок было проведено опробование, а затем внедрение сталей с исходной структурой без грубой цементитной сетки с использованием двойной нормализации и ускоренного охлаждения для формирующего инструмента. В результате внедрения инструмента достигнуто сокращение продолжительности их термообработки на 40 час, увеличена производительность при эксплуатации.

Список литературы

1. Скобло Т.С., Сандлер Н.И., Рудюк С.И. и др. Применение эмиссионного микроскопа для исследования структуры и свойств чугуна. //Заводская лаборатория, №8, 1972. С.963-966.

Влияние структуры на свойства заэвтектоидной стали

Рассмотрено влияние структуры на свойство заэвтектоидной стали при различных термических обработках. Выявлено влияние размера и расположения карбидов на напряженное состояние металла в случае циклической обработки.

Abstract

Influence of structure on properties of hypereutectoid steel

The influence of structure on property of hypereutectoid steel surveyed at different heat treatments. The influence of the size and arrangement of carbides on a tension of metal is detected in case of cyclical handling