

УДК 669.017:621.771.294

**А.И.Бабаченко, А.В.Кныш, А.А.Кононенко, Е.Г.Дёмина,
А.Н.Хулин, Е.А.Шпак**

**ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ОБОДА
ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО КОЛЕСА НА КРИТИЧЕСКИЙ КОЭФФИЦИЕНТ
ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ**

Институт черной металлургии НАН Украины

Исследовано влияние структурного состояния на комплекс свойств металла железнодорожного колеса. Показано, что формирование неоднородной микроструктуры, связанное с наличием дендритной ликвации элементов в структуре металла, может привести к снижению механических свойств и в частности к снижению критического коэффициента интенсивности напряжений.

Ключевые слова: железнодорожные колёса, механические свойства, микроструктура, ликвация.

При кристаллизации стального слитка формируется химическая микронеоднородность, связанная с дендритной ликвацией. В местах повышенного содержания химических элементов кинетика фазовых превращений при ускоренном охлаждении из аустенитного состояния при термической обработке ободьев железнодорожных колес может отличаться от кинетики распада в соседних микрообъемах, что может приводить к формированию различных микроструктур. Изменение фазового состава и неоднородности структурного состояния может приводить к снижению механических свойств ободьев железнодорожных колес и уменьшению общей эксплуатационной надежности изделий.

Известно, что, вязкость разрушения, как и другие механические свойства, является характеристикой материала, которая зависит от химического состава и структуры стали [1]. В статье представлены материалы работы по исследованию влияния структурной микронеоднородности на вязкость разрушения K_{1c} железнодорожных колес. Критический коэффициент интенсивности напряжений (вязкость разрушения) K_{1c} в условиях плоской деформации является характерным свойством материала, что дает возможность оценить влияние химического состава, примесей, условия обработки давлением, термической обработки, структуры и других факторов на вязкость разрушения с целью повышения надежности изготавливаемых изделий.

В работах [2, 3] была установлена структурная чувствительность коэффициента интенсивности напряжений колесных сталей и показано, что в зависимости от их структурного состояния, которое определяется химическим составом и режимами термической обработки колес, величина вязкости разрушения K_{1c} может изменяться в широких пределах.

Химический состав и условия термообработки железнодорожных колес определяется маркой стали. Многие факторы могут влиять на выбор материала для производства колес – уровень износостойкости, прочности, а также затраты на производство стали. В любом случае, микроструктура, определяемая химическим составом и режимами термической обработки, отвечает за уровень механических свойств, и в частности за вязкость разрушения.

Одним из основных видов термической обработки для углеродистых сталей перлитного класса является их ускоренное охлаждение из аустенитной области с целью формирования структуры пластинчатого перлита. Такая операция термической обработки применяется при упрочнении различных изделий в процессе их промышленного производства [4, 5]. Железнодорожные колеса, в частности колеса из стали марки ER7, после термического упрочнения имеют феррито-перлитную структуру. Перлит состоит из пластин (ламелей) цементита (Fe_3C) и феррита. Межпластиночное расстояние в перлитной структуре может изменяться термической обработкой или введением легирующих элементов.

Проведенными ранее исследованиями сотрудников Института черной металлургии было показано, что скорость охлаждения ободьев железнодорожных колес в процессе термической обработки, как правило, не превышает $10^0C/c$ в предповерхностных слоях обода [6]. В случае отклонения от технологии термического упрочнения этот показатель может снизиться, что приводит к получению менее дисперсных структур перлита. В работе были проведены исследования влияния скорости охлаждения в интервале $1-10^0C/c$ углеродистых сталей различного химического состава, применяемых для производства железнодорожных колес (табл.1), на формирование их структурного состояния и комплекс механических свойств. Показано, что микроструктура исследуемых сталей после охлаждения со скоростями $1^0C/c$, $6^0C/c$ и $10^0C/c$ представляет собой феррито-перлитную структуру с небольшим количеством структурно-свободного феррита, который выделяется в виде сетки по границам бывших аустенитных зерен.

Анализ данных табл.1 показывает, что ускоренное охлаждение оказывает существенное влияние на микроструктуру исследуемых углеродистых сталей. Если для стали 1 при скорости охлаждения $1^0C/сек$ ферритная сетка является сплошной и четко выраженной, то с повышением скорости охлаждения она утончается и при скорости охлаждения $10^0C/c$ становится очень тонкой и прерывистой. Количество структурно-свободного феррита в этой стали с повышением скорости охлаждения уменьшается от 25% ($V_{охл.}=1^0C/c$) до 7% ($V_{охл.}=10^0C/c$) и, соответственно, растет количество перлита. Аналогичная качественная картина изменения указанных выше структурных составляющих наблюдается и для сталей 2 и 3.

Таблица 1. Параметры структуры исследуемых углеродистых сталей

Условное обозначение стали	Скорость охлаждения, °C/сек	Соотношение феррит/перлит, %	Размер зерна, номер	Дисперсность перлита, мкм
Сталь 1	1	25/75	7-8	0,1834
	6	15/85	7-8	0,1588
	10	7/93	7-8	0,1223
Сталь 2	1	15/85	7-8	0,2017
	6	5/95	7-8	0,1673
	10	3/97	7-8	0,1222
Сталь 3	1	8/92	7-8	0,2061
	6	3/97	7-8	0,1745
	10	1/99	7-8	0,1315

Анализ изменения дисперсности продуктов диффузионного распада аустенита в зависимости от скорости охлаждения показал, что ее увеличение приводит к утонению как ферритных, так и цементитных пластин перлита, уменьшая тем самым межпластиночное расстояние. Повышение скорости охлаждения исследуемых сталей ведет к росту их прочностных свойств и ударной вязкости и снижению пластичности за счет уменьшения ширины как ферритных, так и цементитных пластин, а также уменьшения количества дозвтектоидного феррита (см. табл. 2).

Таблица 2. Механические свойства исследуемых углеродистых сталей

Условное обозначение стали	Скорость охлаждения, °C/с	Механические свойства					Вязкость разрушения K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}
		Предел прочности, Н/мм ²	Предел текучести, Н/мм ²	Относит. удлинение, %	Относит. сужение, %	Ударная вязкость, Дж/см ²	
Сталь 1	1	753	427	24	48	38,7	71,6
	6	814	507	25	47	45,6	86,5
	10	906	591	19	47	51,5	92,6
Сталь 2	1	843	468	20	38	27,0	59,5
	6	989	583	15	37	33,6	65,9
	10	1020	651	12	37	36,7	70,9
Сталь 3	1	906	475	15	33	21,3	51,0
	6	1058	727	13	33	36,8	63,8
	10	1125	816	10	32	31,2	64,1

Как показали исследования, изменение структурного состояния исследуемых сталей в результате ускоренного охлаждения повлияло на величину критического коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} . Из зависимостей, представленных на рис.1 и табл.2 следует, что увеличение скорости охлаждения приводит к повышению вязкости разрушения всех исследуемых сталей.

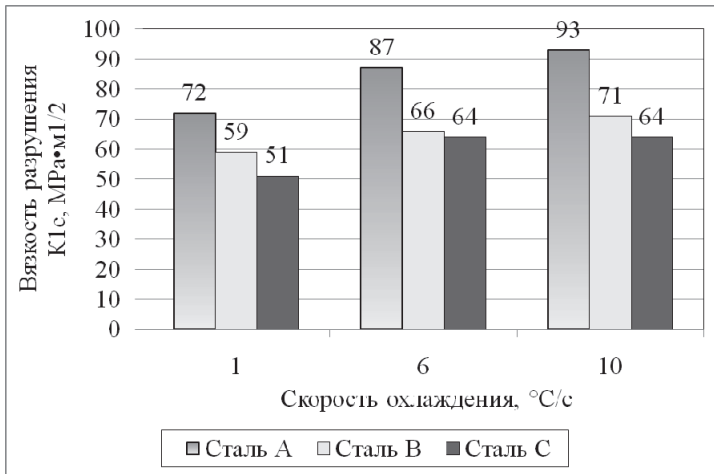


Рис. 1. Влияние скорости охлаждения на показатели вязкости разрушения.

Размер зерна основного твердого раствора по имеющимся экспериментальным данным неоднозначно связан с вязкостью разрушения. В большинстве случаев K_{1c} растет при измельчении зерна. Проведенные исследования показали, что с измельчением зерна происходит повышение показателей механических свойств сталей для железнодорожных колес – прочностных, пластических и ударной вязкости. При этом также повышаются значения вязкости разрушения (таблица 3).

Таблица 3. Стандартные механические свойства углеродистых сталей с различной величиной действительного зерна

Условное обозначение стали	Средний размер зерна, мм	Механические свойства					
		Предел прочности, Н/мм ²	Предел текучести, Н/мм ²	Относит. удлинение, %	Относит. сужение, %	Ударная вязкость, Дж/см ²	Вязкость разрушения K_{1c} , МПа·м ^{1/2}
Сталь 1	0,123	738	412	19	24	16,7	56,7
	0,0275	753	427	24	48	53,5	76,8
Сталь 2	0,117	810	445	15	19	11,0	44,8
	0,0285	840	468	19	38	24,7	59,5
Сталь 3	0,112	866	476	15	20	9,4	44,4
	0,0289	903	487	15	33	23,1	51,0

Повышение вязкости разрушения K_{1c} вполне естественно, так как при подобном изменении структуры растет и прочность, и пластичность. К тому же увеличение числа границ на пути развивающейся внутрикристаллитной трещины затрудняет ее перемещение.

Как показывает практика, наличие дендритной ликвации, возникающей при кристаллизации стальной заготовки, может в значительной степени определять формирование структурной неоднородности по сечению готового изделия, что, в свою очередь, приводит к получению различной микроструктуры металла изделий – разноразности, различной дисперсности перлита, различных структур, как во всем изделии, так и в определенных его местах. Ликвация возникает в результате того, что сплавы, в отличие от чистых металлов, кристаллизуются не при одной температуре, а в интервале температур. При этом состав кристаллов, образующихся в начале затвердевания, может существенно отличаться от состава последних порций кристаллизующегося маточного раствора, находящегося в междендритных пространствах, что приводит, по сути, к получению нескольких вариантов сталей различного химического состава, а применяемый режим термической обработки приводит к получению различных структурных состояний для каждого варианта [1].

В работе были исследованы две пары образцов после испытаний на вязкость разрушения из двух плавок стали для производства железнодорожных колес марки ER7, которые показали максимальный и минимальный уровень вязкости разрушения (таблица 4): первая пара - образцы № 1 и № 2 с обода колеса плавки А; вторая пара - образцы № 3 и № 4 с обода колеса плавки Б.

Таблица 4. Значения вязкости разрушения K_{IC} в исследуемых образцах

Плавка	№ образца	K_{IC} , МПа·м ^{1/2}
А	1	88,0
	2	120,0
Б	3	132,0
	4	77,4

Детальное изучение микроструктуры образцов и её анализ при больших увеличениях показал, что микроструктура образца № 4, характеризующегося более низким значением вязкости разрушения, кроме сорбитообразного перлита с выделениями избыточного феррита по границам «бывших» аустенитных зёрен имеет в своём составе структуры с игольчатой морфологией (вероятно, бейнитные структуры). Они сосредоточены, в основном, в микрообъёмах, обогащённых марганцем (участки темного цвета на фотографиях микроструктура после травления пикратом натрия) – рис. 2. Определённая с помощью количественной металлография объёмная доля структуры с игольчатой морфологией для образца № 4 составила 6,2 %. Причём в микроструктуре образца встречаются поля зрения, где содержание бейнитных структур составляет порядка 17,0 %.

Микроструктура образца № 3 с высокими значениями вязкости разрушения состоит, в основном, из сорбитообразного перлита с выделениями избыточного феррита по границам «бывших» аустенитных зёрен. Структуры игольчатой морфологии при анализе шлифа данного образца на световом микроскопе не наблюдаются.

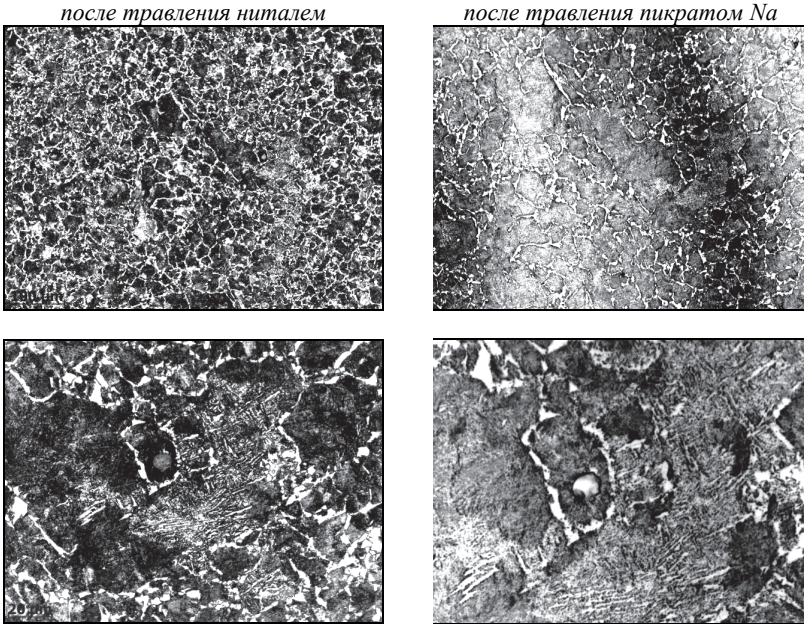


Рис. 2. Микроструктура образца № 4.

Исходя из вышеизложенного, можно сделать вывод, что, именно, присутствие в микроструктуре ободьев колёс структур с игольчатой морфологией оказало основное влияние на их значения вязкости разрушения. Так, присутствие бейнита в количестве от 10 до 15,0 % приводит к снижению вязкости разрушения на 40,0 – 70,0 % соответственно. Повышение количества бейнита в микроструктуре, в среднем, на 1,0 % вызывает снижение вязкости разрушения на 12,0 %.

В работе также были проведены исследования причин разброса значений вязкости разрушения K_{1c} по окружности обода железнодорожного колеса, изготовленного из стали марки ER7 (табл.5). Была изучена микроструктура испытанных образцов исследуемого колеса. Микроструктурному анализу подвергались шлифы, изготовленные из компактных образцов после испытаний на вязкость разрушения K_{1c} . Исследования проводились на четырех образцах с различным уровнем вязкости разрушения K_{1c} (образец № 3 –

максимальное значение K_{1C} ; № 4 и № 5 – минимальные значения K_{1C} ; № 6 – наиболее близкое к среднему значению K_{1C}).

Таблица 5. Вязкость разрушения K_{1C} испытанных образцов исследуемого колеса.

Измеряемая характеристика	№ образца					
	1	2	3	4	5	6
K_{1C} , МПа·м ^{1/2}	99,6	83,7	106,0	78,0	77,9	85,3

Отличительной особенностью микроструктуры исследуемых образцов является ее неоднородность – на фотографиях видны более темные и более светлые участки на фоне основной структуры (рис.3).

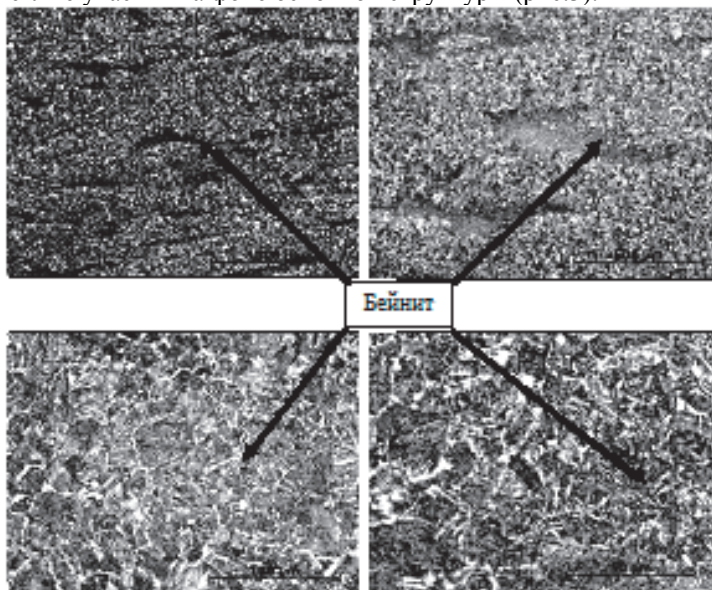


Рис. 3. Микроструктура образца №5, $K_{1C}=77,9$ МПа·м^{1/2}.

Анализ микроструктуры показал, что она представляет собой перлитную структуру с небольшим количеством структурно свободного феррита, который выделяется по границам аустенитных зерен. Размер зерна в исследуемых образцах примерно одинаковый и равен 6-7 баллу. Встречаются также зерна пятого и восьмого балла. Количество структурно свободного феррита в исследуемых образцах также практически не отличается и в среднем равно ~8%. Таким образом, размер зерна и количество структурно свободного феррита не могли оказать влияние на уровень вязкости разрушения исследуемых образцов. Причем в образце с максимальным значением вязкости разрушения указанная неоднородность практически отсутствует. В то же время в образцах с

минимальным значением K_{1C} она выражена очень сильно. Анализ микроструктуры при увеличении $\times 500$ показал, что эти участки представляют собой бейнит с характерной для него игольчатой структурой. Такая неоднородная структура оказывает отрицательное влияние на вязкость разрушения K_{1C} . Аналогичная структура характерна и для других образцов на K_{1C} . При этом общая закономерность сохраняется – чем больше бейнита, тем ниже вязкость разрушения K_{1C} .

Выводы. Таким образом, ликвационные явления в металле ободьев железнодорожных колес, характеризующиеся повышенным содержанием легирующих элементов (углерода, кремния и марганца) являются причиной формирования неоднородной микроструктуры металла после термического упрочнения изделий. Наличие участков с бейнитными структурами отрицательно сказывается на вязкости разрушения металла ободьев железнодорожных колес.

1. *Голиков И.Н., Масленков О.Б.* Дендритная ликвация в сталях и сплавах. – М.: Металлургия, 1977. – 224 с.
2. *Вязкость* разрушения среднеуглеродистой колесной стали в различных структурных состояниях. / И.Г.Узлов, Л.А.Моисеева, А.И.Бабаченко и др. // *Сталь*. – 1996. – №4. – С.50-52.
3. *Влияние* различных факторов на прочностные характеристики железнодорожных колес. / М.И.Староселецкий, Мирошниченко Н.Г., Моисеева Л.А., Бабаченко А.И. и др. // *Металлург.*-1996.- №10. - С.16-17.
4. *Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б.* Структура перлита и конструктивная прочность стали. - Новосибирск: ВО «Наука». Сибирская издательская фирма, 1993. – 280с.
5. *Перлит* в углеродистых сталях. / В.М. Счастливцев, Д.А.Мирзоев, И.Л.Яковлева и др. – Екатеринбург: УрО РАН, 2006. – 311с.
6. *Формирование* структуры и комплекса свойств железнодорожных колес из микролегированной ванадием стали при различных режимах упрочняющей обработки. / И.Г.Узлов, К.И.Узлов, А.В.Кныш, Ж.А.Дементьева. // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии.* Сб.научн.тр. ИЧМ НАН Украины. Днепропетровск. – Выпуск 17. – 2008. – С.185-191.

*Статья рекомендована к печати
докт.техн.наук. И.Г.Узловым*

*A.I.Бабаченко, A.B.Книш, A.A.Кононенко, E.Г.Дёміна, A.Н.Хулін,
E.A.Шпак*

Особливості впливу мікроструктури металу обода залізничного колеса на критичний коефіцієнт інтенсивності напружень

Досліджено вплив структурного стану на комплекс властивостей металу залізничного колеса. Показано, що формування неоднорідної мікроструктури, пов'язане з наявністю елементів дендритної ліквіації в структурі металу, може призвести до зниження механічних властивостей і, зокрема, до зниження критичного коефіцієнта інтенсивності напружень.

Ключові слова: залізничні колеса, механічні властивості, мікроструктура, ліквіація.

*A.I.Babachenko, A.V.Knysh, A.A.Kononenko, E.G.D'omina, A.N.Hulin,
E.A.Shpak*

Features of influence of metal microstructure RIM railway wheels on the critical stress intensity factor

The paper investigated the influence of the structural state of the complex properties of the metal train wheels. The formation of micro-heterogeneous structure depends on dendritic segregation of elements in the metal structure. This can lead to reduced mechanical properties and reduce the critical stress intensity factor.

Keywords: railway wheels, mechanical properties, microstructure, segregation.