

**И.Г.Узлов, М.Ф.Евсюков, К.И.Узлов, А.В.Кныш, А.Н.Хулин,  
Ж.А.Дементьева**

**ИССЛЕДОВАНИЯ КИНЕТИКИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ  
МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ ВАНАДИЕМ КОЛЕСНО–БАНДАЖНОЙ  
СТАЛИ И ЕЕ ВЛИЯНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИЗДЕЛИЙ  
ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ТРАНСПОРТА**

Методами дилатометрического и микроструктурного анализов изучена кинетика структурообразования микролегированных ванадием колесно–бандажных сталей. Определены температурно–временные границы диффузионного, промежуточного бейнитного и сдвигового превращений. Показано, что скорость охлаждения при термической обработке формирует структурное состояние и механические свойства изделий.

**колесно–бандажная сталь, микролегирование ванадием, термическая обработка, структурообразование, кинетика, скорость охлаждения, дилатометрический анализ, механические свойства.**

**Состояние вопроса и задачи исследования.** В предыдущих исследованиях авторов настоящей работы [1] методом закалочно–микроструктурного анализа было установлено, что в микролегированных ванадием, высокопрочных колесно–бандажных сталях нового поколения при изменении скорости охлаждения в интервале 4–40<sup>0</sup>С формируются три типа структурных состояний – феррито–перлитное (с полиэдрическим ферритом), бейнитное с ферритом игольчатой морфологии и бейнитно–мартенситное. Показано [1], что бейнитная структура с игольчатым ферритом в значимом количестве формируется при скоростях охлаждения 6,5–17<sup>0</sup>С/сек. При больших скоростях охлаждения (до 24<sup>0</sup>С/сек) структурно–свободный феррит не образуется, структура представлена продуктами сдвигово–диффузионного превращения. Дальнейшее увеличение скорости охлаждения приводит к реализации сдвиговой реакции гамма – альфа превращения с закономерным появлением в структуре мартенсита. При этом, было показано, что такая структурно–чувствительная характеристика стали как твердость проявляет немонотонный характер изменения в соответствующих интервалах скоростей охлаждения – до ≈6,5<sup>0</sup>С/сек; 6,5–17<sup>0</sup>С/сек; >17<sup>0</sup>С/сек.

**Целью настоящего исследования** является детальное изучение кинетики фазовых превращений и, как следствие, структурообразования микролегированных ванадием колесно–бандажных сталей при их термической обработке по различным режимам методами дилатометрического и микроструктурного анализов с последующим изучением влияния сформированных структурных состояний на комплекс механических свойств колесно–бандажной продукции.

**Материал и методика исследований.** В качестве объектов анализа были выбраны колесные и бандажные высокопрочные, микролегированные стали, химические составы которых в сопоставлении с требованиями нормативных документов представлены в таблице 1. Сравнение с требованиями нормативной документации к химическим составам, представленным в таблице 1, свидетельствует о том, что стали выбранных плавок производства ОАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» (являющихся типовыми в производстве) полностью удовлетворяют требования любого из представленных в таблице ГОСТа либо ТУ на колеса и бандажи. Это позволяет рассматривать результаты настоящих исследований в качестве закономерных именно для колесно–бандажной продукции «нового поколения» (по определению [2]).

Кинетику превращения аустенита после отдельного нагрева при охлаждении в широком диапазоне скоростей изучали на dilatометрах АД–80 и МД–83 конструкции ИЧМ НАНУ [3]. Из обода колеса, подвергнутого (после полного комплекса производственных процедур изготовления) отжигу при  $900^{\circ}\text{C}$  в течение двух часов с последующим охлаждением с печью, изготавливали dilatометрические образцы диаметром 3 и 4 мм и толщиной 1,6 мм. Нагрев образцов в dilatометре осуществляли до  $885^{\circ}\text{C}$  с последующей выдержкой в течение 10 мин. После нагрева и выдержки образцы охлаждали по программе: в печах с различной тепловой инерцией, на воздухе, под вентилятором, в масле и в воде. В процессе охлаждения температуру образца во времени регистрировали с помощью ХА термопар на потенциометре КСП–4, а изменение длины образца в зависимости от температуры (dilatограмму) регистрировали на двухкоординатном потенциометре ПДП4–002. По термограмме определяли среднюю скорость охлаждения и его температуру, по перегибам на dilatограммах – температуру начала и конца фазового превращения. Процентное содержание продуктов распада оценивали по расчетам dilatограмм, записанных в координатах температура – расширение исследуемых образцов после различных скоростей охлаждения. Температура перегрева образцов за счет тепла фазового превращения аустенита определялась также по dilatограммам с учетом термограмм, записанных в координатах температура – время. Средняя скорость охлаждения образцов рассчитывалась в интервале температур – температура нагрева → температура начала мартенситного превращения для всех скоростей охлаждения.

Для определенных скоростей охлаждения среднюю скорость охлаждения вычисляли также и в интервале температур от температуры нагрева до  $500^{\circ}\text{C}$ . Такие данные при последующем обсуждении полученных результатов будут представлены в круглых скобках.

Таблица 1. Химический состав исследованных колесно-бандажных сталей в сравнении с требованиями нормативных документов.

Норм. документ/ Плавка №	Ма- рка ста- ли	Массовая доля элементов, %										[H], ppm	
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Al		Mo
ГОСТ 398-96	2	0,57- 0,65	0,60- 0,90	0,22 -	≤0,035	≤0,040	≤0,20	≤0,25	≤0,30	≤0,15	***	≤0,08	≤2,0
ГОСТ 398-96	3	0,60- 0,68	0,60- 0,90	0,22 -	≤0,035	≤0,040	≤0,20	≤0,25	≤0,30	0,06- 0,15	***	≤0,08	≤2,0
ТУ У 35.2- 23365425 -628:2008	T	0,60- 0,68	0,70- 0,90	≤0,4 0	≤0,025	≤0,020	≤0,40	≤0,25	≤0,30	0,08- 0,15	0,013- 0,030	≤0,08	≤2,0
ДСТУ ГОСТ 10791:2006	2	0,55- 0,65	0,50- 0,90	0,22 -	≤0,035	≤0,030	≤0,30	≤0,30	≤0,30	≤0,10	***	≤0,08	≤2,0
ДСТУ ГОСТ 10791:2006	3	0,58- 0,67	0,50- 0,90	0,22 -	≤0,030	≤0,020	≤0,30	≤0,30	≤0,30	0,08- 0,15	***	≤0,08	≤2,0
ТУ У 35.2- 23365425 -600:2006	T	0,61- 0,69	0,70- 0,90	≤0,4 0	≤0,025	≤0,020	≤0,40	≤0,25	≤0,30	0,08- 0,15	0,013- 0,030	≤0,08	≤2,0
21187(БЛ2)	2	0,62	0,72	0,33	0,014	0,010	0,08	0,06	0,06	0,000	0,022	0,00	1,5
32501(КПТ)	T	0,63	0,72	0,32	0,007	0,007	0,16	0,11	0,05	0,094	0,022	0,00	1,7
52085(БЛТ)	T	0,65	0,79	0,30	0,014	0,012	0,18	0,12	0,07	0,093	0,020	0,00	1,3

\*\*\*) – не нормируется

При распаде аустенита по диффузионному механизму за начало распада аустенита с образованием феррита и перлита принято 1% новой фазы, за конец распада аустенита принято образование 98% новой фазы. Фактические температурные интервалы распада аустенита с учетом тепла фазового превращения после различных скоростей охлаждения приведены в тексте.

Строение продуктов распада изучали на dilatометрических образцах в поперечном сечении микроструктурным методом на микроскопе НЕОФОТ–2 после травления 4% раствором азотной кислоты в этиловом спирте. Балл зерна аустенита определяли после травления по методике ИЧМ НАНУ [4] и оценивали по ГОСТ 5639. Микроструктурный анализ проводили по стандартной методике ГОСТ 8233. Образцы для механических испытаний, в соответствии с действующей на ОАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» технологией термического упрочнения колес и бандажей (см., например [5]), дополнительно отпускали в соляной ванне при температуре  $490 \pm 5^\circ\text{C}$  в течение 2,5 часа. Механические испытания на статическое растяжение осуществляли согласно ГОСТ 1497 на цилиндрических образцах диаметром 5 мм на испытательной машине «INSTRON». Испытания на ударный изгиб – по ГОСТ 9454 на маятниковом копре PSW–5. Твердость измеряли с помощью твердомера ТБ–5004, микротвердость – на микротвердоме ПМТ–3.

**Результаты исследований и их обсуждение.** Критические точки исследованной стали КПТ (табл. 1), определенные на образцах диаметром 4 мм при нагреве со скоростью  $200^\circ\text{C}/\text{час}$ , как среднее значение трех измерений равны:  $A_{c1} - 740^\circ\text{C}$ ,  $A_{c3} - 770^\circ\text{C}$ . Температура начала мартенситного превращения, определенная на dilatометрических образцах диаметром 3мм в процессе охлаждения в воде и масле соответственно со скоростями  $267^\circ\text{C}/\text{сек}$  и  $68^\circ\text{C}/\text{сек}$  равна  $270^\circ\text{C}$ .

Примеры dilatометрических кривых охлаждения стали КПТ в интервале до  $6,8^\circ\text{C}/\text{сек}$  представлены на рис.1. Типичные dilatограммы интервала  $6,8 - 21^\circ\text{C}/\text{сек}$  – на рис.2.

При минимально исследованной скорости охлаждения  $0,07^\circ\text{C}/\text{сек}$  распад аустенита с образованием феррита начинается при температуре  $710^\circ\text{C}$  (рис.1). В процессе охлаждения до  $690^\circ\text{C}$  образуется 12–14% феррита, расположенного, в основном, по границам аустенитных зерен либо на тройных стыках (рис.3, а, б, в). Распад аустенита по эвтектоидной реакции с формированием перлитной структурной составляющей начинается при  $690^\circ\text{C}$  (рис.1). При дальнейшем охлаждении в процессе распада аустенита выделяется незначительное количество тепла фазового превращения, в результате чего вплоть до 85%–ного распада аустенита температура образца составляет  $\sim 700^\circ\text{C}$ . При охлаждении со скоростью  $0,07^\circ\text{C}/\text{сек}$  за счет уменьшения количества тепла, выделяющегося при распаде остаточного аустенита, температура понижается и при  $680^\circ\text{C}$  распад аустенита на перлит заканчивается.

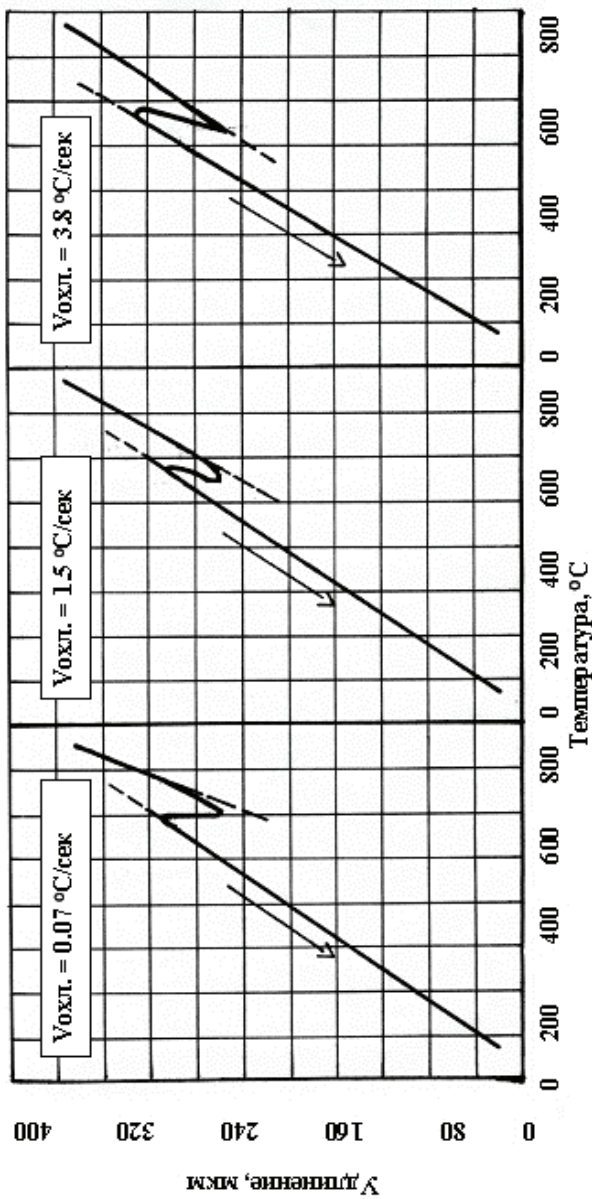


Рис. 1. Дилатометрические кривые охлаждения стали К17Т со скоростями до 6,8°С/сек.

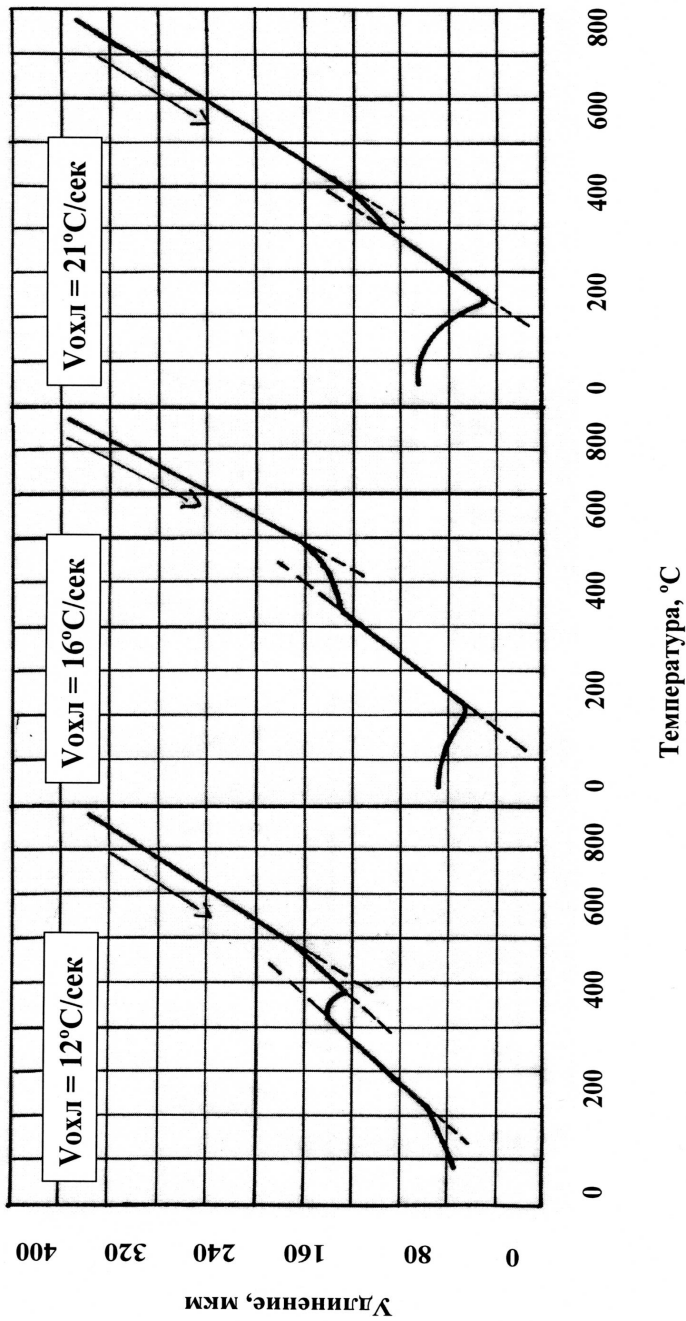


Рис.2. Дилатометрические кривые охлаждения стали К17 с скоростями интервала 6,8–21,0°С/сек.

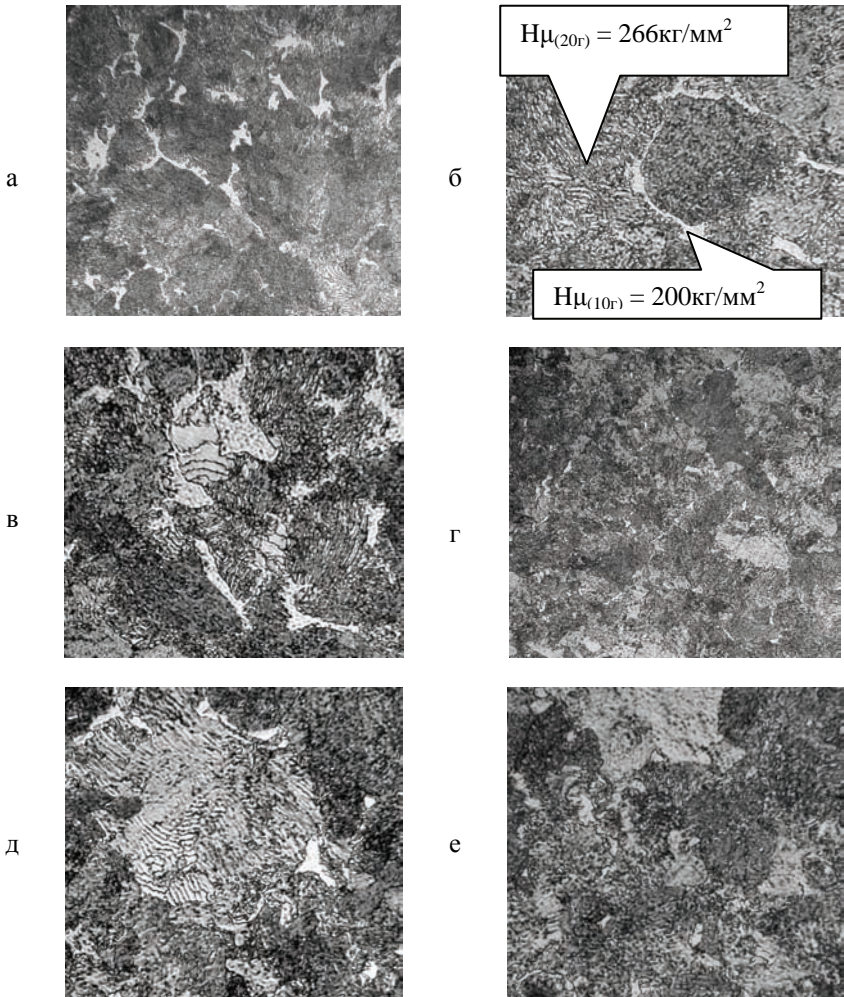


Рис.3. Микроструктура дилатометрических образцов стали КПТ, охлажденных со скоростями  $0,07^{\circ}\text{C/сек}$  (а, б, в);  $1,5^{\circ}\text{C/сек}$  (г, д) и  $3,8^{\circ}\text{C/сек}$  (е). а, г)  $\times 400$ ; б, в, д, е)  $\times 1000$ .

Таким образом, в процессе охлаждения со скоростью  $0,07^{\circ}\text{C}/\text{сек}$  аустенит при непрерывном охлаждении распадается с образованием 12–14% феррита и 86–88% перлита 2–4 балла стандартной шкалы.

Повышение скорости охлаждения до  $0,15^{\circ}\text{C}/\text{сек}$  приводит к некоторому сужению температурного интервала распада переохлажденного аустенита после отдельного нагрева. Распад аустенита в образце диаметром 4 мм начинается при температуре  $705^{\circ}\text{C}$  с образованием разорванной сетки феррита по границам аустенитных зерен. В процессе охлаждения до  $690^{\circ}\text{C}$  образуется около 11% феррита. В процессе дальнейшего охлаждения ниже  $690^{\circ}\text{C}$  оставшийся переохлажденный аустенит распадается с образованием перлита. При этом, за счет тепла фазового превращения распад аустенита протекает практически в изотермических условиях в интервале температур  $690\text{--}685^{\circ}\text{C}$ . Распад последних 15–20% остаточного аустенита сопровождается незначительным выделением тепла в процессе охлаждения и при температуре  $685^{\circ}\text{C}$  распад аустенита заканчивается. Таким образом, при скорости охлаждения  $0,15^{\circ}\text{C}/\text{сек}$  аустенит распадается по диффузионному механизму с образованием 11% феррита в виде разорванной сетки и 89% перлита, образовавшегося, в основном, в температурном интервале  $705\text{--}685^{\circ}\text{C}$ .

При скорости охлаждения  $1,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$  температурный интервал распада аустенита на феррит и перлит сужается более, но, при этом, влияние тепла фазового превращения на распад аустенита повышается. В процессе охлаждения температура начала распада аустенита на феррит соответствует  $680^{\circ}\text{C}$ . В процессе охлаждения до  $665^{\circ}\text{C}$  из аустенита выделяется 5–7% феррита в виде разорванной сетки по границам аустенитных зерен (рис. 3, г). Ниже  $665^{\circ}\text{C}$  аустенит распадается на перлит с большим выделением тепла (рис.1), что приводит к повышению температуры образца до  $675^{\circ}\text{C}$ . Распад заканчивается при температуре  $675^{\circ}\text{C}$ . При этом, эвтектид представлен перлитной структурой (рис.3, д). Таким образом, при скорости охлаждения  $1,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$  аустенит распадается в интервале температур  $680\text{--}665^{\circ}\text{C}$  с образованием 5–7% феррита в виде разорванной сетки и 93 – 95% перлита.

При повышении скорости охлаждения до  $3,8^{\circ}\text{C}/\text{сек}$  ( $4,1^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ ) переохлажденный аустенит начинает распадаться при температуре  $645^{\circ}\text{C}/\text{сек}$  с образованием феррита по границам зерен в виде очень тонкой едва разрешаемой микроструктурно (рис.3, е) разорванной сетки. В процессе дальнейшего охлаждения до  $640^{\circ}\text{C}$  образуется всего ~3% феррита. Оставшийся аустенит в процессе охлаждения ниже  $640^{\circ}\text{C}$  распадается с образованием мелких перлитных колоний. Особенностью распада аустенита на перлит, в данном случае, является выделение большого количества тепла (рис.1), что приводит к повышению температуры образца до  $665^{\circ}\text{C}$  после распада аустенита на 70 –80%. В процессе дальнейшего охлаждения за счет уменьшения скорости распада аустенита температура образца остается практически неизменной. Заканчивается распад аустенита при  $660^{\circ}\text{C}$



с образованием 97–99% перлита. Отсутствие каких-либо перегибов на дилатограмме (рис.1) вплоть до 130<sup>0</sup>С свидетельствует о полном распаде аустенита по диффузионной кинетике. Таким образом, при скорости охлаждения 3,8<sup>0</sup>С/сек, распад аустенита реализуется с учетом влияния тепла фазового превращения в интервале температур 665–645<sup>0</sup>С с образованием до 3% феррита в виде очень тонкой разорванной сетки и 97–99% перлита. При этом, подогрев образца за счет тепла фазового превращения составляет 25–30<sup>0</sup>С.

Переход через граничное значение скорости охлаждения 6,8<sup>0</sup>С/сек сопровождается принципиальным изменением термической кинетики распада переохлажденного аустенита (рис.2).

При скорости охлаждения анализируемых микролегированных сталей 6,8<sup>0</sup>С/сек (10<sup>0</sup>С/сек) температура начала распада аустенита по диффузионной кинетике на перлит соответствует значению 610<sup>0</sup>С. В интервале температур 610 → 545<sup>0</sup>С образуется 70 – 80% продуктов диффузионного превращения. При дальнейшем охлаждении ниже 545<sup>0</sup>С оставшийся аустенит распадается с образованием 10 – 15% бейнита. Дальнейший распад в процессе охлаждения наблюдается при температуре 220<sup>0</sup>С и ниже (вплоть до комнатной температуры) с образованием 10 – 15% игольчатых структур мартенсита. В этом случае микроструктура образцов при комнатной температуре после охлаждения со средней скоростью 6.8<sup>0</sup>С/сек состоит из 70– 80% перлита и феррита игольчатой морфологии, 20 – 30% игольчатых структур бейнита и мартенсита (рис.4, а, б). Такой характер термической кинетики распада аустенита при непрерывном охлаждении колесно-бандажных сталей «нового поколения» закономерен для интервала скоростей 6.8–16...18<sup>0</sup>С/сек (рис.2, рис.4, а–г).

Увеличение скорости охлаждения до 12<sup>0</sup>С/сек (18<sup>0</sup>С/сек) обуславливает распад переохлажденного аустенита в интервале температур 580→545<sup>0</sup>С по диффузионной кинетике с образованием перлита в количестве 30–35% (рис.2). При дальнейшем охлаждении переохлажденный аустенит в интервале температур 540→360<sup>0</sup>С распадается на 50–60% по сдвигово-диффузионному механизму с образованием бейнитной структуры. В интервале температур 360→255<sup>0</sup>С распад аустенита на бейнит тормозится. Превращение остаточного аустенита продолжается ниже температуры 255<sup>0</sup>С по сдвиговому механизму с образованием игольчатых структур мартенсита в процессе охлаждения вплоть до комнатной температуры. В этом случае микроструктура образцов состоит из 30–35% перлита и феррита игольчатой морфологии, 50–60% бейнита и 10–15% мартенсита.

Дальнейшее повышение скорости охлаждения в рамках анализируемого интервала до 16<sup>0</sup>С/сек приводит к тому, что перлитно-бейнитное превращение начинается при температуре 550–525<sup>0</sup>С. При этом каждая стадия диффузионного и сдвигово-диффузионного превращений в отдельности дилатометрически не выявляются (рис.2).

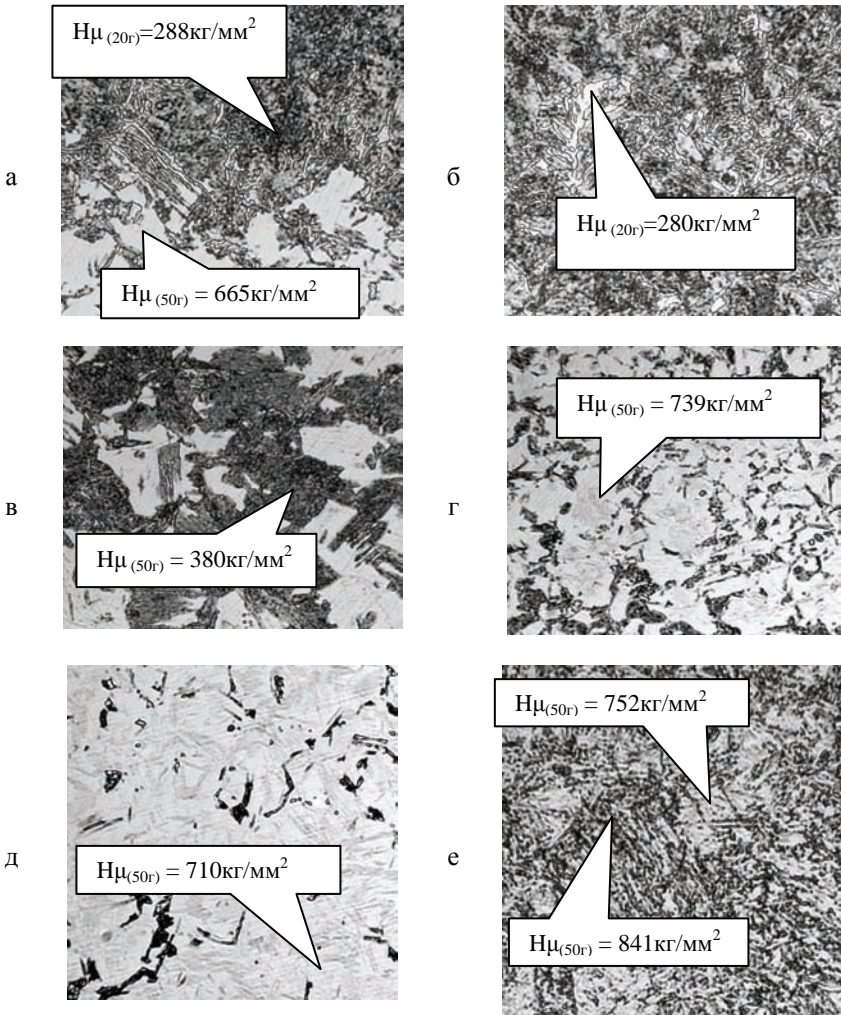


Рис.4. Микроструктура дилатометрических образцов стали КРТ, охлажденных со скоростями  $6,8^{\circ}\text{C/сек}$  (а, б);  $16^{\circ}\text{C/сек}$  (в, г);  $21^{\circ}\text{C/сек}$  (д) и  $68^{\circ}\text{C/сек}$  (е). (а-е –  $\times 1000$ ).

В результате (рис. 4, в, г) суммарное количество игольчатого феррита, перлита и бейнита составляет величину до 30%. Сдвиговое превращение, при этом, четко проявляется на дилатограмме со значимым термическим эффектом фазового перехода (рис.2). Вследствие этого, в микроструктуре поля мартенсита занимают площадь до 70% (рис.4, г).

Охлаждение с большими скоростями охлаждения изменяет закономерности термической кинетики структурообразования (рис.2). Рис.2 и 4, д однозначно свидетельствуют об отсутствии в интервале скоростей охлаждения  $17\text{--}21^{\circ}\text{C}/\text{сек}$  этапов формирования структурных составляющих «игольчатый феррит» и «перлит». В анализируемом случае при температурах  $380\text{--}270^{\circ}\text{C}$  наблюдается образование из переохлажденного аустенита небольшого количества бейнита (для скорости охлаждения  $21^{\circ}\text{C}/\text{сек}$  – до 10%) и последующая сдвиговая реакция «аустенит  $\rightarrow$  мартенсит» (рис.4, д).

Последующее повышение скорости охлаждения более  $21^{\circ}\text{C}/\text{сек}$  приводит к закалке аустенита на игольчатый мартенсит 5–8 балла (по ГОСТ 8233, шкала 3) в чистом виде (рис.4, е). При этом установлено, что, за счет выделения тепла фазового превращения в процессе дальнейшего охлаждения до комнатной температуры, скорость охлаждения образца уменьшается в 2–3 раза. Мартенситное превращение протекает в образцах при охлаждении вплоть до комнатной температуры. Но поскольку температура конца мартенситного превращения лежит в области отрицательных температур – минус  $50\text{--}70^{\circ}\text{C}$ , то в образцах при комнатной температуре сохраняется 2–4% остаточного аустенита между мартенситными иглами, что хорошо согласуется с данными [6].

В работе изучали, также, влияние структурных состояний, формирующихся при реализации установленных особенностей термической кинетики фазовых превращений, на уровень механических свойств колесно-бандажных микролегированных сталей (табл.1). При этом, охлажденные с соответствующими скоростями, образцы подвергали отпуску в соответствии с действующей на ОАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» технологией термического упрочнения колес и бандажей (см., например [5]) при температуре  $490\pm 5^{\circ}\text{C}$  в течение 2,5 часа. Примеры микроструктур стали КПП после охлаждения с разными скоростями и отпуском представлены на рис.5.

Результаты металлографического анализа, представленные на рис.5 однозначно свидетельствуют о неизменности структуры стали КПП, в целом, и микротвердости ее перлитной составляющей, сформированных в интервале скорости охлаждения до  $6,8^{\circ}\text{C}/\text{сек}$  ( $H_{\mu(20r)}=266\text{кг}/\text{мм}^2$  против  $H_{\mu(20r)}=267\text{кг}/\text{мм}^2$ ) перед отпуском и после него (рис.3,б и рис. 5,а).

Структурное состояние стали, сформированное при охлаждении со скоростями интервала  $6,8\text{--}17,0^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ , претерпевает более принципиальные изменения. Поскольку применяемая температура отпуска очевидно ниже температуры начала бейнитного превращения стали КПП (см. выше), то бейнитная составляющая сохраняет свои структурные позиции,

несколько разупрочняясь ( $H_{\mu(50r)} = 333 \text{ кг/мм}^2$  против  $H_{\mu(50r)} = 380 \text{ кг/мм}^2$ ), по всей видимости за счет распада пересыщенных твердых растворов при отпуске (рис.4,в и рис.5,б). Перлитная составляющая, как и в предыдущем случае, сохраняет свою твердость  $H_{\mu(50r)} = 285 \text{ кг/мм}^2$  против  $H_{\mu(50r)} = 288 \text{ кг/мм}^2$  (рис.4,а и рис.5,б). Мартенситные участки после высокого отпуска закономерно приобретают надлежащее структурное состояние сорбита отпуска, вследствие чего их микротвердость падает в два раза (рис.4,а,г и рис.5,б).

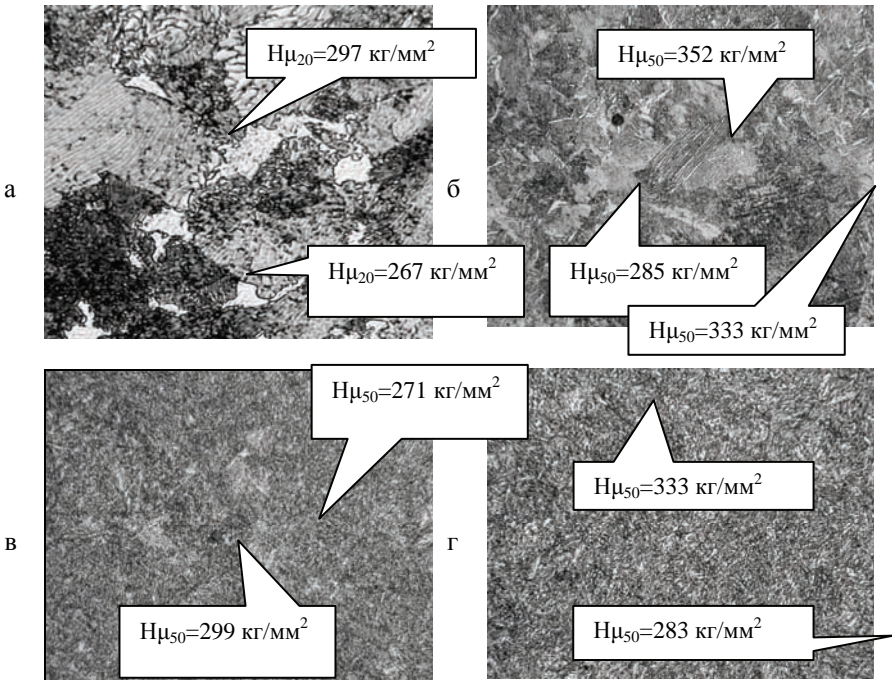


Рис.5. Микроструктура дилатометрических образцов стали КРТ, охлажденных со скоростями 0,07°С/сек (а), 6,8°С/сек (б); 21,0°С/сек (в) и 68,0°С/сек (г) после отпуска при  $490 \pm 5^\circ \text{C}$  в течение 2,5 час. (а–г –  $\times 1000$ ).

Сталь КРТ, охлажденная со скоростью 17–21°С/сек, сохраняет после отпуска сформированные изначально незначительных размеров бейнитные участки (рис.4,д), которые, однако, на фоне отпущенного мартенсита микроструктурно разрешаются с трудом (рис.5,в). Твердость мартенситных участков после отпуска, в данном случае,  $H_{\mu(50r)} = 270\text{--}300 \text{ кг/мм}^2$ .

Отпуск закаленной со скоростями охлаждения  $> 21^\circ \text{C/сек}$  стали КРТ, приводит к высокому отпуску мартенситной (рис.4,е) структуры. Микро-

твердость продуктов распада мартенсита, при этом,  $H_{\mu (50r)} = 280\text{--}330\text{кг/мм}^2$  (рис.5,г).

Возрастание твердости продуктов отпуска мартенсита в рассмотренных случаях – рис. 5,в → рис.5,г связано, по всей видимости, с существенным отличием исходного аустенита перед началом сдвигового преобразования [3].

Образцы сталей КПТ и БЛТ с характеристическими структурными состояниями, сформированными согласно рассмотренным закономерностям в результате закалки и отпуска, в сопоставлении с немодифицированной углеродистой бандажной сталью БЛ2 (табл.1) были подвергнуты механическим испытаниям на предмет соответствия требованиям сдаточных норм для анализируемой колесно–бандажной продукции. Результаты анализа представлены на рисунках 6–9.

Анализ зависимостей временного сопротивления и условного предела текучести (рис.6 и 7) исследованных колесно–бандажных сталей от скорости их охлаждения при закалке свидетельствует о том, что микролегированная сталь марки «Т» имеет превосходные показатели обеих характеристик во всем интервале скоростей охлаждения в сопоставлении с соответствующими данными для серийной углеродистой стали БЛ2.

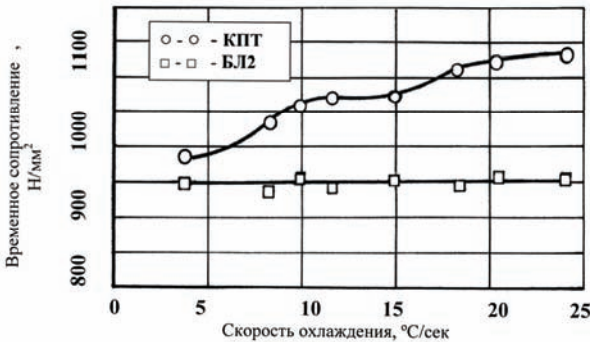


Рис.6. Изменение временного сопротивления разрушению сталей КПТ и БЛ2 при увеличении скорости охлаждения от температуры аустенитизации ( $T_{\text{аустенитиз.}}=885^{\circ}\text{C}$ ;  $\tau=10\text{мин.}$ ;  $V_{\text{охл.}}=4\dots 25^{\circ}\text{C/сек}$ ) после высокого отпуска ( $T_{\text{отпуска}}=490\pm 5^{\circ}\text{C}$ ;  $\tau=2,5\text{час.}$ ).



Рис.7. Изменение условного предела текучести сталей КПТ и БЛ2 при увеличении скорости охлаждения от температуры аустенитизации ( $T_{\text{аустенитиз.}}=885^{\circ}\text{C}$ ;  $\tau=10\text{мин.}$ ;  $V_{\text{охл.}}=4\dots 25^{\circ}\text{C/сек}$ ) после высокого отпуска ( $T_{\text{отпуска}}=490\pm 5^{\circ}\text{C}$ ;  $\tau=2,5\text{час.}$ ).

Установлено (рис.6 и 7), что указанные зависимости имеют экстремальный характер с «остановкой» соответствующей характеристики при показателях скоростей охлаждения 7–17°C/сек. Показательно, что при скоростях охлаждения именно этого интервала, как было показано выше, в сталях марки «Т» формируется одинаковое структурное состояние – игольчатый феррит, бейнит и перлит.

Из рис.8 и 9 видно, что колесно–бандажные стали марки «Т» несколько уступают углеродистым сталям по характеристикам пластичности и ударной вязкости. Однако рисунки 8 и 9 демонстрируют факт, также, экстремальной зависимости этих свойств с максимумом при тех же скоростях охлаждения – 7–17°C/сек. И именно в этом интервале, со структурным состоянием – игольчатый феррит, бейнит и перлит, показатели пластичности и вязкости обеих сталей – «Т» и «2» практически сравниваются.



Рис.8. Изменение относительного удлинения сталей КПТ и БЛ2 при увеличении скорости охлаждения от температуры аустенизации (Таустениз.=885°C;  $\tau=10$ мин.;  $V_{охл.}=4...25^\circ\text{C}/\text{сек}$ ) после высокого отпуска (Тотпуска=490±5°C;  $\tau=2.5$ час).

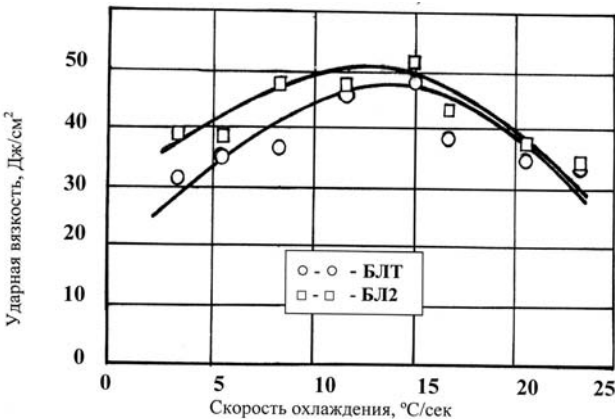


Рис.9. Изменение ударной вязкости сталей БЛТ и БЛ2 при увеличении скорости охлаждения от температуры аустенизации (Таустениз.=885°C;  $\tau=10$ мин.;  $V_{охл.}=4...25^\circ\text{C}/\text{сек}$ ) после высокого отпуска (Тотпуска=490±5°C;  $\tau=2.5$ час).

По данным фундаментальной работы Г.В. Курдюмова с соавторами [7], при формировании Видманштеттовых структур переход аустенит → феррит является сдвиговым.

Прямые исследования Р.И. Энтина с сотрудниками [8] реакции образования Видманштеттового феррита установили характер такого структурообразования как сдвиговый с диффузионным перераспределением компонентов в исходном аустенитном зерне. То есть, согласно их выводу [8], «реакция образования Видманштеттового феррита аналогична бейнитному превращению». Следовательно, установлено нашими исследованиями интервал скоростей охлаждения микролегированных сталей марки «Т», обеспечивающий оптимальное соотношение механических свойств, соответствует условиям структурообразования при непрерывном охлаждении по схеме сдвигово–диффузионной перекристаллизации «аустенит – феррит».

Таким образом, в настоящей работе установлены оптимальные термовременные параметры термического упрочнения высокопрочных, микролегированных колесно–бандажных сталей «нового поколения», обеспечивающие формирование в структуре «игольчатых агрегатов» [9] (бейнитных структур), характеризующихся, по классическим представлениям [9, 10] «уникальным сочетанием твердости, прочности и вязкости, которые не характерны ни для мартенситных ни для перлитных сталей».

#### **Выводы.**

В работе, методами дилатометрического, микроструктурного исследований и анализа механических свойств, изучена кинетика формирования структуры микролегированной ванадием высокопрочной колесно – бандажной стали по ТУ У 35.2–23365425–600:2006 и ТУ У 35.2–23365425–628:2008.

Установлено, что в интервалах скоростей охлаждения – до  $\sim 7^\circ\text{C}/\text{сек}$ ;  $7\text{--}17^\circ\text{C}/\text{сек}$ ;  $17\text{--}21^\circ\text{C}/\text{сек}$  и  $>21^\circ\text{C}/\text{сек}$  в стали изменяется характер фазовых превращений при непрерывном охлаждении аустенита – диффузионный → сдвигово – диффузионный → сдвиговый. Каждый из них характеризуется совокупностью специфических структурных состояний: феррит + перлит; игольчатый феррит + перлит + бейнит + мартенсит; бейнит + мартенсит; мартенсит.

Показано, что оптимальным, с точки зрения наилучшего сочетания прочности, твердости и ударной вязкости изделий, благодаря соответствующему структурному состоянию после закалки с высоким отпуском, является интервал скоростей охлаждения  $7\text{--}17^\circ\text{C}/\text{сек}$ .

1. *Аналіз кінетики фазових перетворень колісно–бандажної сталі за даними гартувально–мікроструктурного аналізу.* / І.Г.Узлов, К.І.Узлов, А.В.Книш, А.М.Хулін, Ж.А.Дементьева // В сб. «Фундаментальные и



- прикладные проблемы черной металлургии». – Вып.20. – 2009. – С.222–231.
2. *Комплексна програма оновлення залізничного рухомого складу України на 2008–2020 роки.* – К.: Укрзалізниця, 2009. – 299с.
  3. *Евсюков М.Ф.* Дифференциальный dilatометр АД–80. // Приборы и техника эксперимента.– 1990.– №3.– С.246.
  4. *Дементьева Ж.А., Романенко Е.С. Пилипченко Ю.И.* Реактив для вытравливания границ аустенитных зерен низкоуглеродистых, среднеуглеродистых и низколегированных сталей. / А. с. №597966 СССР. Оpubл. 15.03.1978. Бюл. № 10.
  5. *Сквозная маршрутная технология СМТ–1–2009 производства черновых бандажей (1060x060x18 ДСТУ 3717–98/Марка Т ТУУ 35.2–23365425–628:2008).* – Днепропетровск: ОАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ», ИЧМ НАНУ. – 2009. – 163с.
  6. *Гуляев А.П.* Термическая обработка стали. – М.: Машгиз, 1960. – 144с.
  7. *Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И.* Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236с.
  8. *Коган Л.И., Файлевич Г.А., Энтин Р.И.* Исследование условий и механизма образования Видманштеттского феррита в сталях. // Физика металлов и металловедение. – Вып. 4. – Т.27. – 1969. – С.693–702.
  9. *Davenport E.S., Bain E.C.* Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures. // Trans. Met. Soc. AIME. – Vol. 90. – 1930. – P.117–128.
  10. *Bhadeshia H.K.D.H.* Bainite in Steels. 2<sup>nd</sup> Edition. Cambridge: – The University Press, 2001. – 454 p.

*Статья рекомендована к печати  
канд. техн. наук А.И. Бабаченко*

***І.Г.Узлов, М.Ф.Євсюков, К.І.Узлов, А.В.Книш, А.М.Хулін,  
Ж.А.Дементьева***

**Дослідження кінетики формування структури мікрولهгованої ванадієм колісно–бандажної сталі та її впливу на механічні властивості виробів залізничного транспорту**

Методами dilatометричного та мікроструктурного аналізів вивчено кінетика структуроутворення мікрولهгованих ванадієм колісно–бандажних сталей. Визначено температурно–часові границі дифузійного, проміжного бейнітного та зсувного перетворень. Показано, що швидкість охолодження при термічній обробці визначає структурний стан та механічні властивості виробів.