

КИНЕТИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ПЕРЛИТА ИЗ АУСТЕНИТА, ПОДВЕРГНУТОГО ДЕФОРМАЦИИ

В.Н. Урцев, К.Ю. Окишев, Д.А. Мирзаев, В.Н. Дегтярёв, И.Л. Яковлева

Известны несколько исследований [1-3], в которых отмечено ускорение перлитного распада под влиянием предварительной горячей пластической деформации, проведенной выше или при температуре превращения γ -фазы. В качестве возможного объяснения этого эффекта приводились соображения об ускорении диффузии углерода, об измельчении зерна, об ускорении зарождения перлитных колоний в аустените с повышенным содержанием дефектов. Но, по существу, детального исследования кинетических изменений сделано не было. Такой анализ является целью настоящей работы. Он базируется на экспериментальных результатах работы [4], частично дополненных новыми данными тех же авторов.

Кинетика превращения аустенита при постоянной температуре обычно описывается при помощи уравнения Авраами

$$f = 1 - \exp(-K\tau^n), \quad \text{О)}$$

в котором f представляет объемную долю продуктов превращения в момент времени τ , а K и n - коэффициенты [5]. Коэффициент K зависит от скоростей зарождения новой фазы I и ее роста ω ; в простейшем случае, когда эти скорости постоянны, и рост изотропен,

$$K = (\pi/3)I\omega^3; \quad n = 4. \quad (2)$$

Однако в действительности процессы зарождения и роста в объеме поликристаллического материала протекают неоднородно. Например, границы зерен очень часто выступают в роли мест предпочтительного зарождения новой фазы. Все это должно приводить к зависимости коэффициентов уравнения (1) от среднего поперечника зерен аустенита d . В частности, скорость зарождения I пропорциональна количеству возможных мест зарождения в единице объема; поэтому если зарождение протекает в основном на границах зерен, то должна наблюдаться зависимость $I \sim d^{-1}$ и, соответственно, $K \sim d^{-1}$; если преимущественными местами зарождения являются тройные стыки, то $K \sim d^{-2}$ и т.д. [5]. С другой стороны, преимущественное зарождение кристаллов новой фазы на границах и их быстрый рост вдоль границ могут приводить к «исчерпанию» мест зарождения, после которого превращение развивается в основном за счет роста ранее образовавшихся кристаллов; в этом случае будет наблюдаться уменьшение показателя степени n на поздних стадиях превращения [5]. Пример такого поведения наблюдали в сплавах Fe - 9 % Сг, где образование ферритной сетки приводило к уменьшению n от 4 до 1 [6].

В работах [7, 8] И.Тамура с соавторами подтвердили, что кинетика распада аустенита в ряде малолегированных сталей подчиняется уравнению (1), а коэффициент K зависит от размера зерна:

$$K = \frac{K_1}{d^\lambda}.$$

Экспериментально найденные значения λ составили 1,76 (при $n \approx 4$) для перлитного превращения в стали типа 4Х5МФС [7] и 0,65 (при $n \approx 4...5$) для бейнитного превращения в стали типа ШХ15[8].

В исследовании [4] приведены результаты изучения кинетики перлитного распада в углеродистой эвтектоидной стали 85 после предварительной пластической деформации аустенита, осуществлявшейся кручением в интервале температур 650...900 °С со степенями деформации $\epsilon = 0,11...2,6$. Увеличение степени деформации приводило к существенному ускорению образования перлита. Этот эффект может быть обусловлен либо повышением плотности дефектов в аустените вследствие горячей пластической деформации, либо измельчением аустенитного зерна, если в ходе деформации и во время переноса образца из пластометра в ванну, где происходил распад аустенита, успевала пройти рекристаллизация. На возможность того, что аустенит был рекристаллизован до начала распада, указывают такие отмеченные авторами [4] факты, как существенное измельчение зерна при увеличении степени и понижении температуры деформации и отсутствие зависимости межпластиночного расстояния и микротвердости образующейся перлитной структуры от параметров деформации аустенита.

Чтобы определить параметры уравнения (1), мы перестроили приведенные в [4] кинетические кривые распада аустенита при 650 °С в двойных логарифмических координатах $\ln(-\ln(1-f)) - \ln \tau$, поскольку, как следует из (1),

$$\ln(-\ln(1-f)) = n \ln \tau + \ln K. \quad (4)$$

Полученные графики действительно в большинстве случаев оказались линейными (рис. 1), что позволило найти значения коэффициентов n и K (табл. 1). Значения показателя n обычно составляли 2,5...3,5, что в целом согласуется с данными других работ, посвященных кинетике перлитного распада [7, 9, 10].

Приведенные в [4] данные указывают на существенное измельчение зерна аустенита при увеличении степени пластической деформации, поэтому можно ожидать, что коэффициент K будет

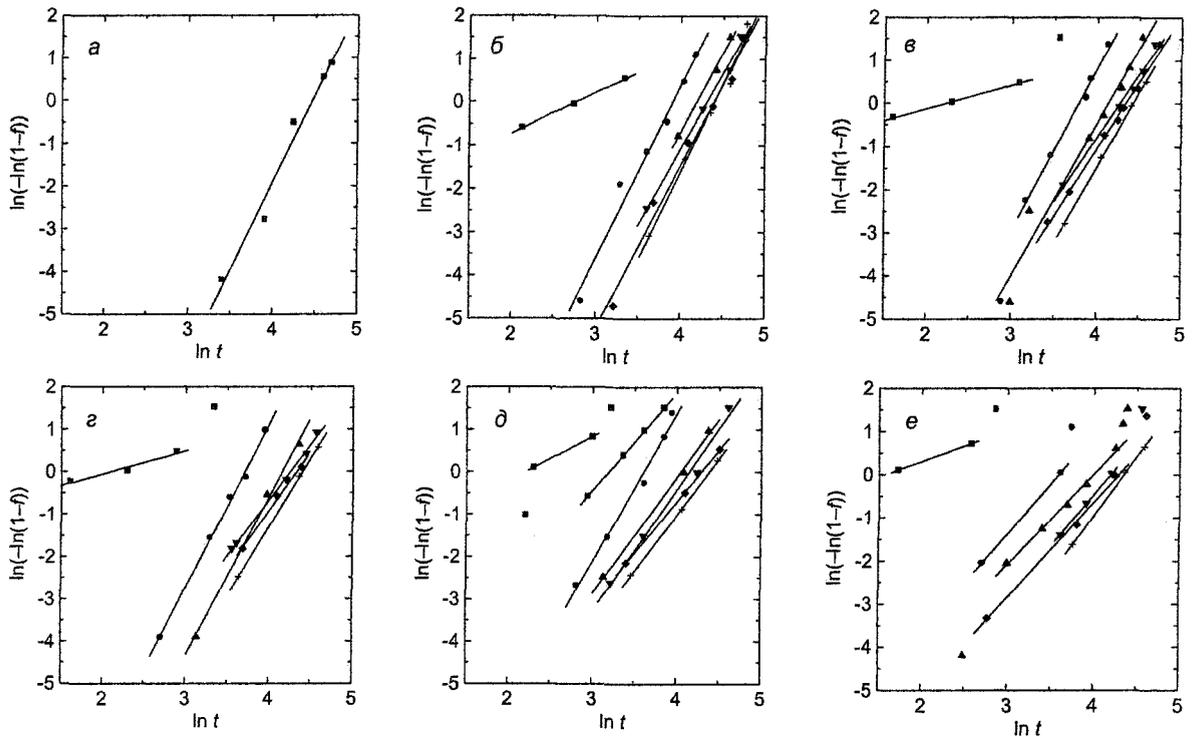


Рис. 1. Кинетические кривые распада аустенита [4], перестроенные в двойном логарифмическом масштабе (время выражено в секундах). Температуры деформации аустенита: ■ – 650 °С; □ – 675 °С; ● – 700 °С; ▲ – 750 °С; ▼ – 800 °С; ◆ – 850 °С; + – 900 °С. Степени деформации: а – 0; б – 0,11; в – 0,35; г – 0,70; д – 1,3; е – 2,6

Таблица 1

Коэффициенты уравнения (1), найденные по графикам рис. 1

Степень деформации	Температура деформации, °С	n	$\ln K$
0	—	4,08	-18,24
	—	—	—
0,11	650	0,94	-2,62
	700	4,00	-15,61
	750	3,70	-15,49
	800	3,52	-15,18
	850	3,78	-16,59
	900	4,09	-17,99
0,35	650	0,55	-1,23
	700	3,74	-14,18
	750	3,52	-14,57
	800	2,94	-12,60
	850	3,10	-13,48
	900	3,48	-15,42
0,70	650	0,54	-1,14
	700	3,87	-14,36
	750	3,77	-15,66
	800	2,63	-11,19
	850	2,79	-12,07
	900	3,24	-14,27
1,3	650	1,05	-2,32
	675	2,32	-7,40
	700	3,52	-12,70
	750	2,76	-11,17
	800	2,56	-10,82
	850	2,44	-10,47
2,6	650	2,67	-11,70
	650	0,72	-1,14
	700	2,33	-8,37
	750	2,10	-8,39
	800	2,38	-9,99
	850	2,21	-9,50
900	2,75	-11,96	

подчиняться зависимости (3). Если прологарифмировать выражение (3), то окажется, что график зависимости $\ln K$ от $\ln d$ должен быть линейным с наклоном, равным $-\lambda$. Однако, поскольку значения n и K взаимосвязаны, а величины показателя n , как видно из табл. 1, обнаруживают заметный разброс, то правильнее по оси ординат откладывать не $\ln K$, а $\frac{1}{n} \ln K = \ln K^{1/n}$; тогда

$$\frac{1}{n} \ln K = -\frac{\lambda}{n} \ln d + \frac{1}{n} \ln K_1. \quad (5)$$

Величина $\tau_{0,63} = \frac{1}{K^{1/n}} = \frac{d^{\lambda/n}}{K_1^{1/n}}$ представляет собой

характерное время превращения γ -фазы на 63,2 %, как это следует из выражения (1), если его переписать в виде $f = 1 - \exp(-(K^{1/n} \tau)^n)$. Соответственно $-\frac{1}{n} \ln K = \ln \tau_{0,63}$. Графики зависимости

$\frac{1}{n} \ln K$ от $\ln d$ приведены на рис. 2. Видно, что они действительно линейны для каждой температуры деформации, однако с понижением этой температуры их наклон уменьшается. Найденные по графикам значения отношения λ/n приведены в табл. 2; в основном они близки к 0,2.

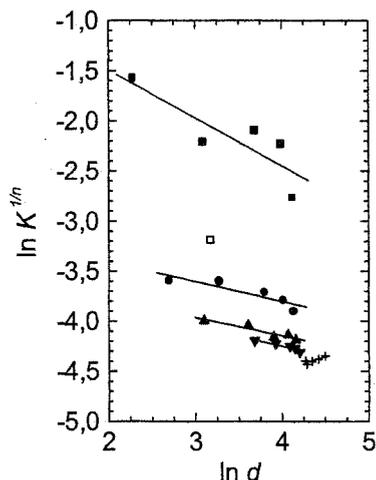


Рис. 2. Зависимость $\ln K^{1/n}$ от логарифма размера зерна (выраженного в микронах); обозначения температур деформации те же, что и на рис. 1

Таблица 2
Параметры уравнения (5), найденные по рис. 2

Температура деформирования, °С	$\frac{\lambda}{n}$	$\frac{\ln K_1}{n}$
650	0,478	-0,535
700	0,198	-3,013
750	0,181	-3,421
800	0,198	-3,459
900	-0,281	-5,615

Зависимость характерного времени превращения от размера зерна указывает на участие границ в процессе зарождения. Для варианта превращения с постоянными скоростями роста и объемного зарождения из формул (1) и (2) следует, что

$$\tau_{0,63} = \frac{1}{K^{1/4}} = \left(\frac{3}{\pi I \omega^3} \right)^{1/4} \quad (6)$$

и не зависит от размера зерна. Но если зарождение перлитной колонии происходит на границе зерна, а скорость зарождения в расчете на единицу площади равна $I_{\text{гп}}$, то скорость образования зародышей (сферической формы) в расчете на единицу объема составит

$$I = I_{\text{гп}} \cdot \frac{4\pi(d/2)^2}{2 \cdot (4\pi/3)(d/2)^3} = \frac{3I_{\text{гп}}}{d}, \quad (7)$$

то есть появляется теоретическая зависимость характерного времени от размера зерна:

$$\tau_{0,63} = \left(\frac{d}{\pi I_{\text{гп}} \omega^3} \right)^{1/4} \sim d^{1/4}. \quad (8)$$

Запишем в общем виде

$$\tau_{0,63} = \beta \cdot d^m, \quad (9)$$

где $\beta = K_1^{-1/n}$, а $m = \lambda/n$. Кристиан, основываясь на работах Кана, приводит [5] значения m , которые характерны для различных вариантов зарождения: на границах зерна $m = 1/4 = 0,25$, на ребрах $m = 1/2$, на вершинах зерен $m = 3/4$. Для случая исчерпания мест зарождения $m = 1$. Результаты обработки экспериментальных зависимостей $m = 0,20 \dots 0,28$ ближе всего к ситуации зарождения на границах зерна. Напомним, что И. Тамура с соавторами [7] получили $m = 1,76/4 = 0,44$, что примерно соответствует ситуации зарождения на ребрах зерен.

Полученный результат можно рассматривать как свидетельство того, что наблюдаемое ускорение превращения под действием предварительной деформации аустенита в значительной мере обусловлено измельчением зерна в результате рекристаллизации, успевающей протекать в интервале между окончанием пластической деформации и фиксируемым началом превращения.

Отметим, что в ряде случаев деформация при разных температурах с разной степенью обжатия приводила к получению одинакового размера аустенитного зерна. Сравнение кинетических кривых распада аустенита после таких режимов деформации (рис. 3) показывает, что они практически совпадают, за исключением деформации при 650°С, когда превращение начинается еще в ходе деформирования. Иными словами, зависимость кинетики превращения от температуры деформации при одинаковом размере зерна как будто отсутствует. Однако наличие зависимости параметров уравнения (5) от температуры деформации может свидетельствовать о том, что к моменту начала превращения аустенит все же оставался

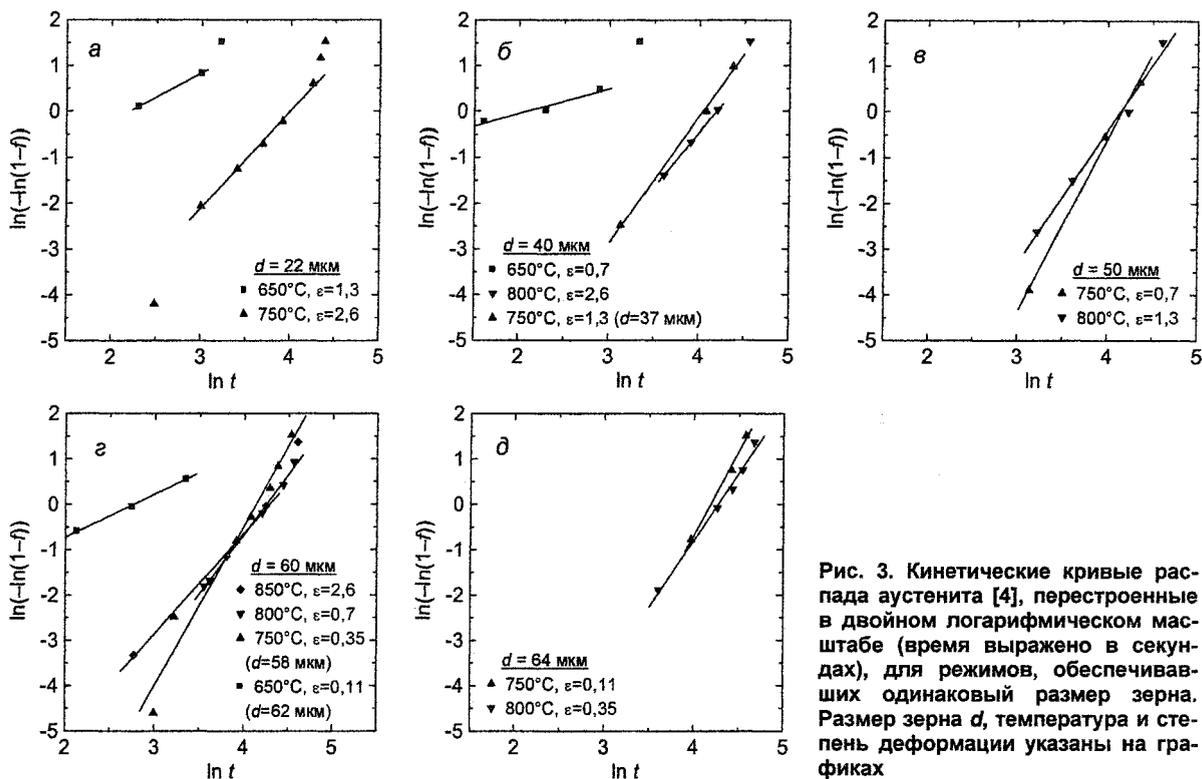


Рис. 3. Кинетические кривые распада аустенита [4], перестроенные в двойном логарифмическом масштабе (время выражено в секундах), для режимов, обеспечивавших одинаковый размер зерна. Размер зерна d , температура и степень деформации указаны на графиках

частично наклепан, и ускорение превращения частично обусловлено и повышенной плотностью дефектов.

Для температуры деформации 650 °С величина- $n = 0,54 \dots 1,05$ резко отлична от значений для других температур деформации. При этой температуре наблюдается наибольшее ускорение превращения при всех степенях деформации. Рекристаллизация в γ -фазе при малых степенях деформации (11 %), по-видимому, отсутствует, поэтому проявляется в полной мере эффект влияния возникающих дислокаций. Деформация ускоряет прежде всего превращение по границам зерна. Переход к $n \approx 1$ означает, что колонии перлита развиваются весьма быстро вдоль границ, а затем слой перлита начинает расти к центру зерна. Это и есть одномерный рост при $n=1$. Отклонения от $n = 1$ в меньшую сторону следует рассматривать либо как проявление уменьшающейся со временем скорости роста, либо как результат неточности при измерениях слишком малых длительностей распада.

Рассмотрим далее характер изменения параметра n (рис. 4) в зависимости от степени и температуры предварительного деформирования. Если отвлечься от детального анализа, то при всех температурах увеличение степени деформации приводит к уменьшению величины и от 4 до 2,1...2,8. Теоретически значение $n = 4$ получается в том случае, когда число возникающих зародышей увеличивается линейно со временем, а объем зародыша возрастает со временем по закону $(4\pi/3)\omega^3(\tau - \tau_3)^3$, характерному для трехмерного роста с постоянной скоростью ω вдоль каждой оси

(здесь τ_3 - момент зарождения). При этом неважно, происходило ли зарождение в объеме или на границах. Уменьшение величины n с 4 до 3 можно трактовать как быстрое гетерогенное зарождение, приведшее к исчерпанию мест зарождения. Длительность превращения определяется ростом колоний до столкновения. Согласно рис. 4, для температур 800 и 850 °С уменьшение и до 3 происходит после деформации на степень 35 %, когда уже отчетливо проявляется рекристаллизация. Возникающие при рекристаллизации зерна задерживаются частицами неметаллических включений, которые выделяются из γ -фазы при температуре деформации. Эти и более крупные нерастворяющиеся частицы стимулируют зарождение перлита [11], причем наличие концентрационных изменений вокруг частиц ускоряет зарождение.

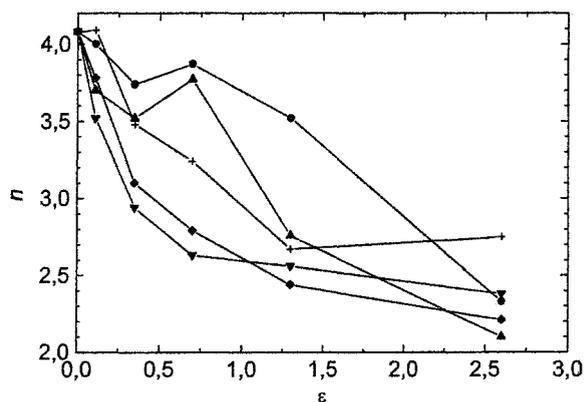


Рис. 4. Зависимость показателя степени n от степени предварительной деформации ε (по данным табл. 1). Обозначения температур деформации те же, что и на рис. 1

Уменьшение величины n ниже 3 требует особого объяснения. Рост перлитной колонии, очевидно, происходит вдоль сопрягающихся слоев цементита и феррита. Продольный рост фактически является двумерным. Рост же колонии по направлению нормали к пластинам связан с диффузионным утолщением крайней пластины до толщины, при которой продольный рост имеет максимальную скорость [11]. Затем происходит очередное зарождение пластины другой фазы, ее рост и т.д. Не вполне понятным остается вопрос, почему колония перлита имеет примерно сферическую форму и с помощью какого механизма выравниваются скорости продольного роста и поперечного роста-зарождения.

Переход от значения $n = 3$ к $n = 2$ можно объяснить резким ускорением зарождения в поперечном направлении, так что сначала образуется как бы слоистый цилиндр, радиус которого затем линейно возрастает со временем. Значения $2 < n < 3$ соответствуют промежуточной ситуации, когда зарождение пластин, то есть «рост в поперечном направлении» до остановки опережает продольный рост.

Причиной изменения показателя n несомненно является пластическая деформация аустенита, которая а) в условиях кручения осуществляется скольжением по плоскостям, параллельным круговому сечению; б) приводит к образованию текстуры, вероятно, типа $[111]_y$ вдоль оси образца, ибо плоскости скольжения стремятся установиться параллельно действующим напряжениям; в) приводит к накоплению дислокаций, полигонизации и сегрегации углерода на них. Таким образом, в аустените могут возникать и искажения решетки, благоприятствующие образованию новой решетки, и участки с низкой либо высокой концентрацией углерода, необходимые для зарождения α -фазы или цементита. Но если предварительная деформация стимулирует зарождение, то, по нашему мнению, продольный рост пластин после деформации замедляется. Можно указать две причины торможения роста. Одна обусловлена замедлением диффузии углерода в деформированной γ -фазе. Коэффициент диффузии углерода играет определяющую роль в процессах роста. Теория [11] дает следующие выражения для скорости роста:

а) в приближении объемной диффузии углерода в γ -фазе от участков, контактирующих с торцом ферритной пластины, к участкам, контактирующим с цементитной пластиной,

$$\omega = \beta_1 \cdot \Delta T^2 \cdot D_C; \quad (10)$$

б) в приближении граничной диффузии по межфазной границе

$$\omega = \beta_2 \cdot \Delta T^3 \cdot D_C^p, \quad (11)$$

где D_C^p - коэффициент граничной диффузии, β_1 и β_2 - постоянные коэффициенты, а ΔT - переохлаждение относительно A_1 .

Миграция атомов внедрения по дислокациям

происходит быстрее, чем в объеме, из-за пониженной энергии активации [12], но ориентация дислокаций случайна и не обязательно совпадает с нормалью к пластинам феррита и цементита. Кроме того, дислокация не выпускает все атомы углерода. Другая причина торможения обусловлена искривлениями, поворотами участков аустенита при деформации. По закону парности касательных напряжений, при кручении $\tau_{\varphi z} = \tau_{z\varphi}$. Касательное напряжение $\tau_{\varphi z}$ действует вдоль окружности по площадкам с нормалью z , то есть по круговым сечениям цилиндра. Они создают скольжение, о котором шла речь выше. Второе напряжение $\tau_{z\varphi}$ действует вдоль оси z по площадкам с нормалью \vec{e}_φ . Эти площадки проходят через радиусы и ось z . Сдвиги, обусловленные этими напряжениями, происходят во взаимно перпендикулярных плоскостях, что и вызывает искривления решетки. Решетка цементита находится в ориентационном соответствии с решеткой γ -фазы, поэтому искривления и повороты γ -решетки передаются пластинам цементита (см. данные электронной микроскопии), что должно вызывать торможение роста.

Эффект деформации, таким образом, двойствен: ускоряется зарождение перлитных колоний и тормозится их рост. Это вызывает изменение кинетических параметров n и m , но суммарное влияние деформации на перлитный распад (без учета рекристаллизации) выражено слабо.

Работа поддержана грантом правительства Челябинской области для молодых ученых, грантом № 14-04-02 ИТЦ «Аусферр», РФФИ-Урал № 04-03-96140-урал_а, а также грантом поддержки ведущих научных школ НШ-778.2003.3.

Выводы. В работе проанализированы данные о кинетике изотермического перлитного превращения в углеродистой эвтектоидной стали после предварительной горячей деформации аустенита при температурах 900...650 °С. Сделан вывод, что ускорение распада при всех температурах деформации, кроме 650 °С, вызвано в основном измельчением зерна вследствие рекристаллизации аустенита, хотя влияние наклепа аустенита на кинетику превращения также проявляется. Подтверждена зависимость коэффициентов уравнения Аврами от размера зерна d вида $K^{1/n} \sim d^{-\lambda/n}$, причем отношение λ/n близко к 0,2 и уменьшается при повышении температуры деформирования.

Литература

1. Волосевич П.Ю., Коджаспиров Т.Е., Полушкин Ю.А. О некоторых особенностях образования структуры в конструкционных сталях при деформации в области перлитного превращения // *Металловедение и термическая обработка металлов*. -1987. -№11.-С. 58-60.
2. Бернштейн М.Л. *Термомеханическая обработка металлов и сплавов: в 2 т.* - М.: *Металлургия*, 1968.-1171 с.

3. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. - Новосибирск: Наука, 1993. - 280 с.

4. Исследование влияния температуры и степени деформации на кинетику перлитного превращения в стали 85 / В.Н. Урцев, С.А. Морозов, В.Н. Дегтярев, С.Н. Воронков // Фазовые и структурные превращения в сталях: Сб. науч. тр. / Под ред. В.Н. Урцева. - Магнитогорск, 2003. - Вып. 3. - С. 402-417.

5. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. Часть 1. Термодинамика и общая кинетика. - М.: Мир, 1978. - 808 с.

6. Мирзаев Д.А., Окишев К.Ю. Полиморфные (фазовые) превращения в металлах и сплавах. Кинетика // Фазовые и структурные превращения в сталях: Сб. науч. тр. / Под ред. В.Н. Урцева. - Магнитогорск, 2001. - Вып. 1. - С. 91-115.

7. Umemoto M., Komatsubara N., Tamural. Prediction of Hardenability Effects from Isothermal Transformation Kinetics // J. Heat Treating. - 1980. - V. 1.-Mo 3.-P. 57-64.

8. Umemoto M., Horiuchi K., Tamura I. Transformation Kinetics of Bainite During Isothermal Holding and Continuous Cooling // Trans. ISIJ. - 1982. - V. 22.-№11.-P. 854-861.

9. Миркин И.Л. Исследование эвтектоидной кристаллизации стали // Структура и свойства сталей и сплавов: XVIII сборник трудов Московского института стали им. И.В. Сталина. - М.: Оборонгиз, 1941. - С. 5-158.

10. Russev K, Budurov S., Danailov D., Lazarowa T. Uber die Kinetik der perlitischen Umwandlung eines eutektoiden Stahles bei kontinuierlicher Abkuhlung // Z. fur Metallkunde. - 1974. - V. 65. -H. 11. -S. 686-691.

11. Мирзаев Д.А., Окишев К.Ю. Образование перлита в сталях // Фазовые и структурные превращения в сталях: Сб. науч. тр. / Под ред. В.Н. Урцева. - Магнитогорск, 2003. - Вып. 3. - С. 294-334.

12. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть I: Дефекты решетки. - М.: МИСус, 1999. - 384 с.