

июля 1990 по июль 1991 //ВАНТ. Серия: Термоядерный синтез. - 1992.- Вып. 1. - С. 3-20.

62. Плешивцев Н.В. Имплантация металлических материалов высокоинтенсивными пучками ионов азота //Известия РАН. Серия: Металлы. -1994. - №6. - С. 53-63.

63. Плешивцев Н.В., Красиков Е.А. Защита от коррозии металлов, сплавов и сталей ионной бомбардировкой. Обзор. - Там же. - 1995. - №4.- С. 98-126.

64. Ионная имплантация / Под ред. Дж. К. Хирвонена. Перевод с англ. под ред. О.П. Елютина. - М.: Металлургия, 1985. - 391 с.

65. Ивановский Г.Ф., Петров В.И. Ионно-плазменная обработка материалов. - М.: Радио и связь, 1986. - С 231.

66. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками /Под ред. Дж.М.Поута, Г.Фоти, Д.К.Джекобсона: Перевод с англ. под ред. А.А.Углова - М.: Машиностроение, 1987. - 424с.

67. Валиев К.А., Раков А.В. Физические основы субмикронной литографии в микроэлектронике. - М.: Радио и связь, 1984. - 350 с.

68. Данилин Б.С. Применение низкотемпературной плазмы для нанесения тонких пленок. - М.: Энергоатомиздат, 1989. - 327 с.

69. Лаврентьев О.А., Петренко В.И., Карпухин В.И. Интенсивные нейтронные источники для радиационных испытаний конструкционных материалов ТЯР // ВАНТ. Серия: Термоядерный синтез, 1980. - Вып. 2.- С. 10-19.

О ДИСКРЕТНОМ ПУЛЬСИРУЮЩЕМ ХАРАКТЕРЕ ОБРАЗОВАНИЯ ПРОДУКТОВ ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА В СТАЛЯХ ПЕРЛИТНОГО КЛАССА

Г. Н. Теплухин
СПбГТУ

Приведены экспериментальные данные, свидетельствующие о дискретном пульсирующем характере образования продуктов превращения аустенита в сталях перлитного класса. Наиболее четко дискретный характер образования продуктов превращения аустенита проявляется в изотермических условиях, когда базовый переход прерывается из-за повышения температуры вследствие теплового эффекта образования карбидных частиц. При непрерывном охлаждении основная причина дискретности структурообразования состоит в изменении температурно-концентрационных условий базового перехода.

Дискретный пульсирующий характер базовых превращений впервые заметил профессор А.С.Завьялов [1]. Последующие исследования [2,3 и др.] не только подтвердили справедливость основных положений,

высказанных Завьяловым, но и позволили более детально рассмотреть это явление.

В основе объяснения природы дискретного пульсирующего характера образования продуктов превращения аустенита лежит общая закономерность структурообразования, согласно которой базовые превращения возможны лишь при определенных, температурно-концентрационных условиях. Определенные температурно-концентрационные условия для превращения переохлажденного аустенита обеспечиваются диффузионным перераспределением углерода или только изменением температуры. Благодаря диффузионному перераспределению углерода, становится возможным образование карбидов и сопутствующие процессы обеднения прилегающих к карбидам зон аустенита углеродом и последующее гамма-альфа-превращение в зависимости от температуры по диффузионному, промежуточному или бездиффузионному механизму.

Исследования проводили на трех группах сталей перлитного класса, отличающихся содержанием углерода: низкоуглеродистых (0,14-0,18%С), среднеуглеродистых (0,36-0,42 %С), высокоуглеродистых (1,00-1,22%С). В каждой группе первый сплав представлял собой углеродистую сталь без легирующих добавок. Остальные сплавы каждой группы были отдельно легированы кремнием, марганцем, хромом, никелем, вольфрамом, молибденом, ванадием в количествах, соответствующих приблизительно максимальному содержанию этих элементов в конструкционных сталях.

Образцы указанных сталей размером 1,5 x 20 x 25 мм после аустенитизации в течение 10 мин в расплаве соли $BaCl_2$ при 1200°C (ванадиевые для более полного растворения карбидов - при 1250°C) быстро переносили в изотермическую среду NaOH (температуры от 725 до 375 °С через каждые 25 °С) или водный раствор KOH (температуры от 350 до 150°C через каждые 50 °С). Продолжительность изотермической выдержки варьировали в диапазоне от 2 с до 7 ч (2, 5, 7, 10, 15, 20, 30, 45, 60, 90 с, 2, 3, 5, 10, 20, 30 мин и 1, 2, 3, 5, 7 ч). Образцы из углеродистых сталей, кроме того, подвергали изотермической обработке при 510, 490, 460 °С. После изотермической выдержки все образцы для фиксирования степени превращения аустенита охлаждали в 10%-ном водном растворе поваренной соли. Помимо указанных, различным видам термической обработки подвергали образцы и других конструкционных и инструментальных сталей перлитного класса.

В результате изучения микроструктуры установлено, что наиболее четко дискретный характер образования продуктов превращения аустенита проявляется в изотермических условиях, когда фазовый переход может прерваться из-за изменения температурно-концентрационных условий (например, повышения температуры вследствие теплового эффекта образования карбидной частицы) и возобновиться при возврате к прежним условиям. Так происходит образование пластин цементита (карбидов) и феррита в перлите (псевдоэвтектоиде), остановка образова-

ния перлитной колонии, образование микрофрагментов высокоуглеродистого верхнего бейнита и нижнего бейнита.

В работе [1] показано, что основной тепловой эффект обеспечивается образованием карбидных частиц, а не превращением $\gamma \rightarrow \alpha$. Там же расчетным путем установлено, что температура периферийных зон аустенита на границе с образующимся цементитом может значительно превышать температуру его образования. Поэтому непосредственно в момент зарождения цементитного центра температура прилегающего к нему аустенита становится выше температуры остального аустенита, т.е. выше той температуры, при которой в данных условиях была возможна перестройка атомов в решетку цементита (карбида). Это также должно повлечь за собой прекращение на короткий отрезок времени роста возникшего цементитного центра, пока температура прилегающего непосредственно к нему аустенита не понизится. Понижение температуры, вследствие высокой теплопроводности железа, происходит весьма быстро (за сотые и даже тысячные доли секунды). Но тем не менее указанное повышение, во-первых, на короткий отрезок времени должно приостанавливать рост цементитного (карбидного) центра, а во-вторых - способствовать диффузии углерода к карбидной частице из глубинных зон аустенита. Другими словами, тепловой эффект образования карбидов должен обуславливать процесс укрупнения этой частицы не непрерывный, а прерывистый - пульсирующий.

Изложенное выше можно проиллюстрировать конкретными примерами структурообразования.

Процесс роста колоний перлита (псевдоэвтектоида) и карбидных пластин в его составе имеет дискретный пульсирующий характер (рис.1)

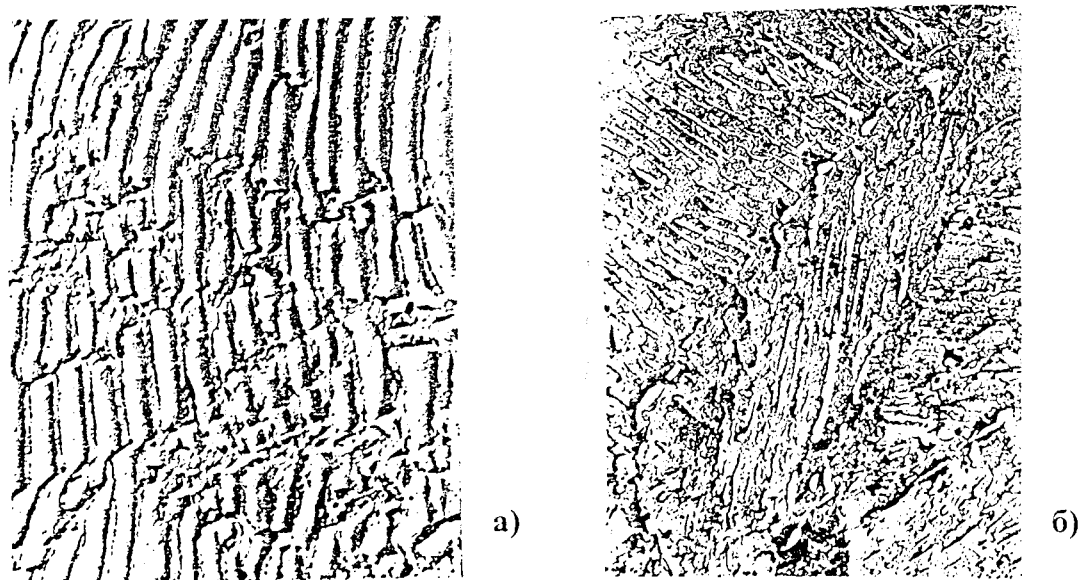


Рис.1. Прерывистое строение псевдоэвтектоида;

а) - сталь 90ГЗ (0,9%С, 3,0%Мn), б) - сталь 40.

Аустенитизация 1200° С 10 мин; изотермическая выдержка:

а) - 550°С 20 мин; б) - 575°С 1 ч;

охлаждение в 10%-ном растворе NaCl. x 10000.

Высокоуглеродистый верхний бейнит может иметь перистое, дендритовидное и гребневидное строение [4]. Вместе с тем, общим при его образовании является выделение из аустенита мелких, определенным образом ориентированных карбидных частиц. Иглы (пластины) высокоуглеродистого перистого верхнего бейнита состоят из микрофрагментов (рис.2), которые представляют собой смесь пересыщенной углеродом альфа-фазы (черновита), и карбидов. Иглы (пластины) возникают и растут в результате быстро следующих один за другим процессов образования карбидных частиц и превращения обедненного углеродом аустенита в черновит.

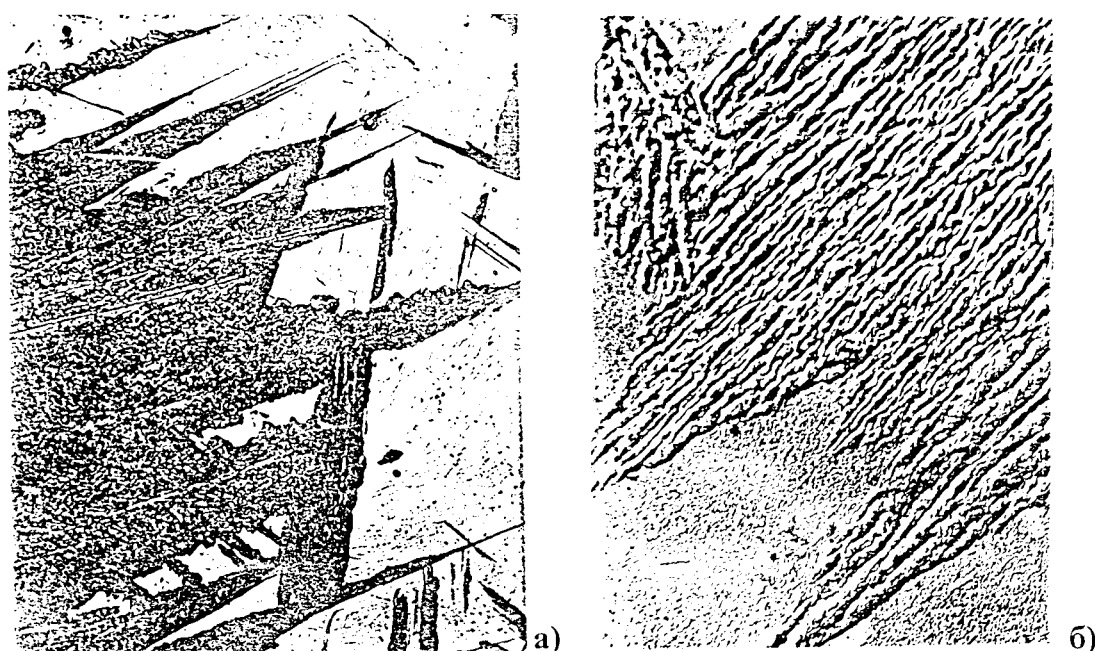


Рис.2. Высокоуглеродистый перистый верхний бейнит в стали Ф(1,04%С, 0,67%V). Аустенитизация 1250°С 10 мин; изотермическая выдержка при 500°С 2 мин; охлаждение в 10%-ом растворе NaCl.
а) - х 600, б) - х 10000.

При изучении строения гребневидного верхнего бейнита может создаться впечатление, что карбидные пластины его довольно массивны. Однако изучение их при помощи электронного микроскопа показывает, что кажущиеся сплошными при сравнительно небольших увеличениях пластины в действительности являются альфа-фазой, образовавшейся вдоль выделившихся по определенным направлениям цепочек карбидов (рис.3).

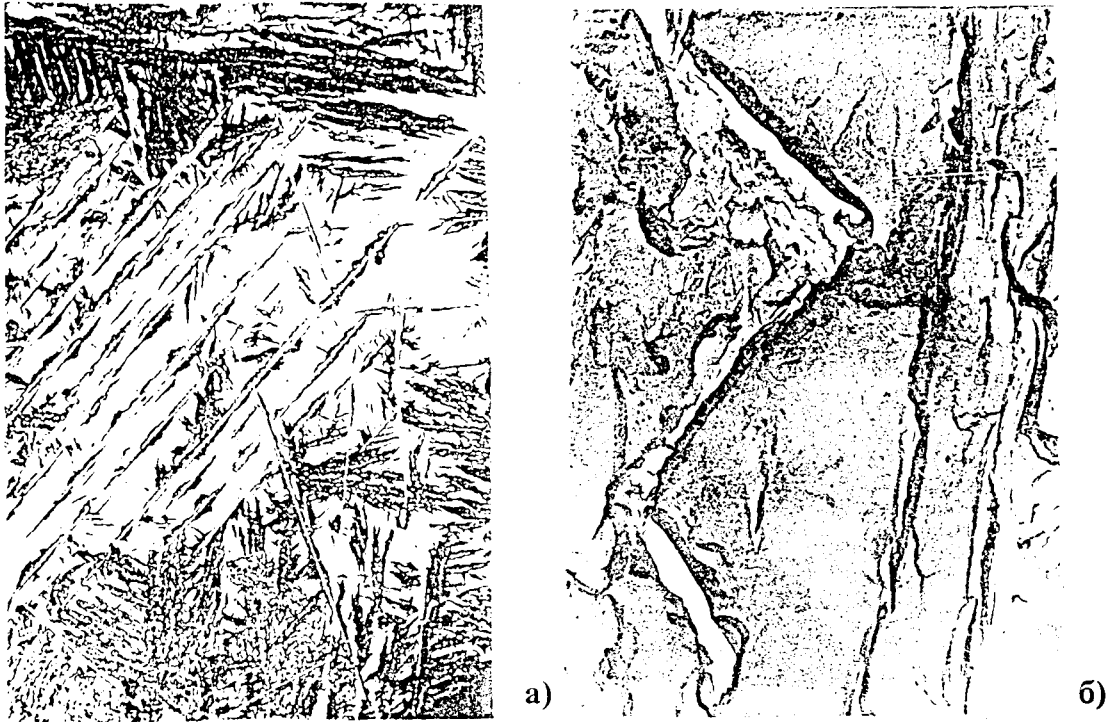


Рис.3. Гребневидный верхний бейнит в стали X3 (1,17%С, 3,14%Cr).
 Аустенитизация 1200 °С 10 мин; изотермическая выдержка при
 525 °С 3 ч; охлаждение в 10%-ном растворе NaCl.
 а) -x600, х 10000.

Дискретность образования дендритовидного верхнего бейнита очевидна, так как в его строении присутствуют оси первого, второго и т.д. порядков, возникающие в определенной последовательности (рис.4).



Рис.4. Высокоуглеродистый дендритовидный верхний бейнит в стали
 40X3 (0,42%С, 2,86% Cr). Аустенитизация 1200°С 10 мин; изо-
 термическая выдержка при 475°С 3 мин; охлаждение в 10%-ном
 растворе NaCl. х 600.

Пластины нижнего бейнита не являются сплошными образованиями, как это считалось до недавнего времени, а состоят из микрофрагментов пластинчатой формы, залегающих в гардените (микронгольчатом мартенсите) или в непревратившемся аустените (рис.5).

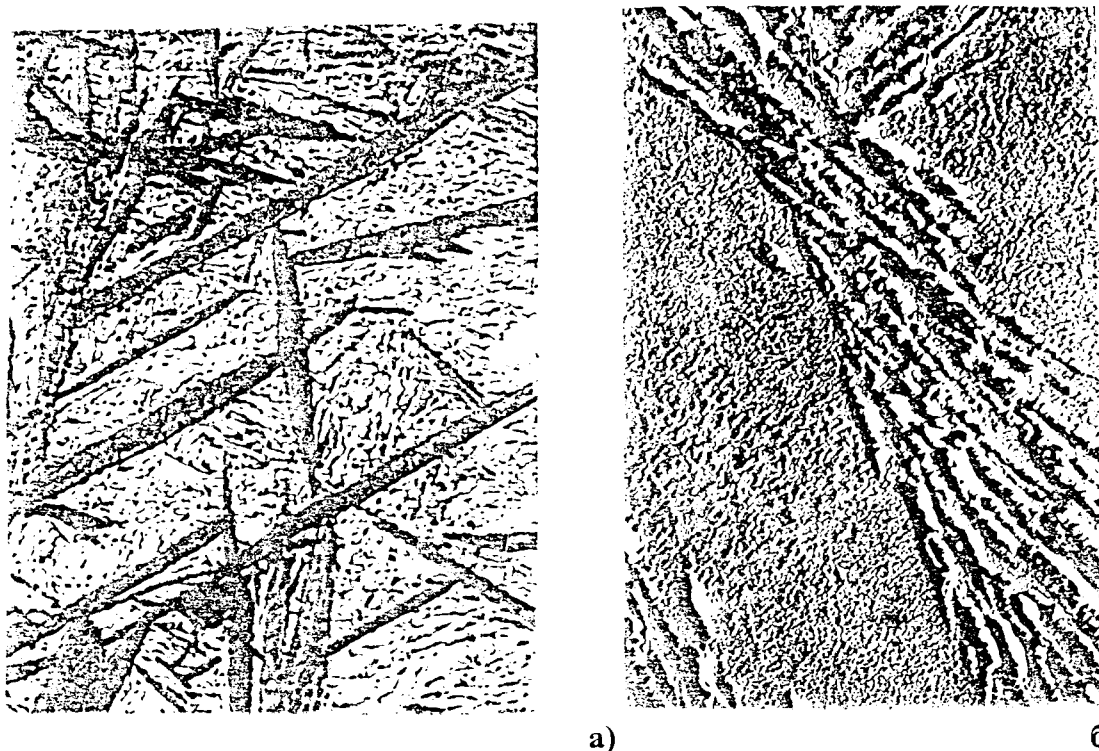


Рис.5. Нижний бейнит в стали М (1,22%С, 0,67% Мо). Аустенитизация 1200 °С 10 мин; изотермическая выдержка при 350°С 3 мин; охлаждение в 10%-ном растворе NaCl.
а) - x 1500 °С, б) - x 10000.

Такое строение игл (пластин) свидетельствует, что процесс образования их был не непрерывным, а дискретным пульсирующим, слагающимся из многочисленных быстро следующих один за другим циклов, в результате каждого цикла образовывался очередной микрофрагмент.

Низкоуглеродистый верхний бейнит (рис.6) представляет собой колонии пластин черновита, между которыми располагаются мелкие участки (обычно в виде полосок) гарденита или непревратившегося аустенита. В строении перлита (псевдоэвтектоида) и низкоуглеродистого верхнего бейнита существует определенная аналогия. Разница состоит в том, что в последнем вместо цементитных пластин образуются пластины (полоски) гарденита или непревратившегося аустенита. Дискретность в образовании такой структуры состоит в первоначальном возникновении и росте гребней черновита и последующем превращении участков между пластинками гребней в гарденит.

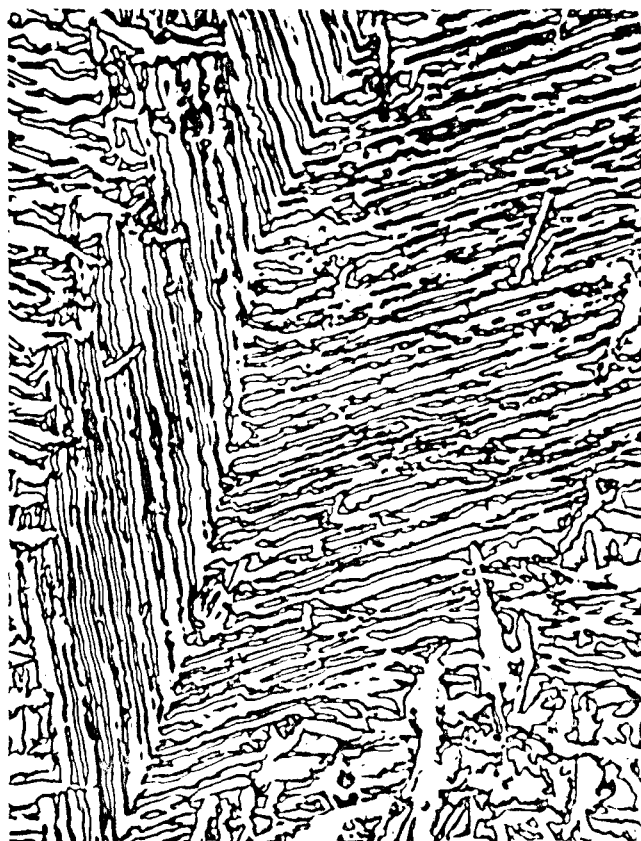


Рис.6. Низкоуглеродистый верхний бейнит в стали 40C2 (0,39%С, 2,34% Si). Аустенитизация 1200°С 10 мин; изотермическая выдержка при 500°С 30 с; охлаждение в 10%-ном растворе NaCl. x 1500.

Дискретность фазовых превращений при непрерывном охлаждении можно рассмотреть на примере мартенситного превращения. При этом чрезвычайно важна температурная зависимость начала гамма-альфа-превращения от содержания в стали углерода. Ниже критической точки A_1 непосредственно из аустенита образуется только пересыщенная углеродом альфа-фаза, однако механизм реализации этого превращения меняется с изменениями температуры и по достижении температуры рекристаллизации становится полностью сдвиговым (мартенситным). В процессе охлаждения до M_n в определенной мере успевает пройти диффузионное перераспределение углерода, что обуславливает раздвоение мартенситной точки на M_n и M_k . Дискретность мартенситного превращения проявляется в указанном интервале температур. Первые кристаллы мартенсита содержат меньше углерода, чем последующие. Образование каждой отдельной пластины мартенсита - это очередной цикл фазового превращения.

На дискретность процессов структурообразования, кроме отмеченных, могут воздействовать любые другие факторы, влияющие на диффузионную подвижность атомов железа, углерода и легирующих элементов, например, облучение.

Вообще, во всех сплавах процессы превращения одних фаз в другие, сопровождающиеся поглощением или выделением тепла или изменением концентрации примесей, могут быть только дискретными пульсирующими, слагающимися из быстро следующих один за другим циклов. Это объясняется тем, что в месте образования кристалла новой фазы происходит изменение температуры или состава (или того и другого) исходной фазы, вызывающее отклонение от тех термодинамических условий, которые необходимы для возникновения и роста зародыша новой фазы. Например, когда при охлаждении достигается температура, при которой становится возможным экзотермический процесс превращения, возникает зародыш новой фазы. При этом, вследствие выделения тепла, температура тончайших зон исходной фазы, прилегающих к возникшему зародышу, повышается, в результате чего на короткое время прекращается рост зародыша. Зародыш начинает снова расти при снижении температуры до такой, при которой возможно данное превращение и т.д. Если при нагреве достигается температура, при которой становится возможным эндотермическое превращение, то в месте протекания превращения на короткое время температура понижается и процесс превращения прекращается, пока температура не повысится до необходимой для его возобновления и т.д. Если возникает зародыш новой фазы, более богатой легирующими элементами по сравнению с исходной фазой, то вследствие обеднения легирующими элементами зон, примыкающих к зародышу, последний перестает расти. Рост зародыша возобновляется только после обогащения легирующими элементами зон исходной фазы, непосредственно примыкающих к нему и т.д. При возникновении зародыша новой фазы, более бедной легирующими элементами по сравнению с исходной фазой, рост зародыша также носит дискретный характер. По указанным выше причинам дискретными, пульсирующими должны быть процессы плавления и затвердевания любых металлов и сплавов.

Л И Т Е Р А Т У Р А

1. Завьялов А.С. Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах.- Л.: Судпромгиз, 1948. - 214 с.
2. Теплухин Г. И. Закономерности структурообразования в сталях перлитного класса. - Л.: ЛГУ, 1982.-186 с.
3. Теплухин Г.И. О некоторых аспектах превращений в сталях перлитного класса//Металловедение и термическая обработка металлов.- 1993.-№7.-С. 23-27.
4. Теплухин Г.Н. Условия, механизм образования и морфология бейнитных структур//Металлы.-1994.-№6.- С. 98-104.