

PACS numbers: 61.66.Dk, 62.20.fg, 62.80.+f, 64.70.kd, 65.40.De, 81.30.Kf, 83.60.Rs

К вопросу о природе мартенситообразования в углеродистых сталях

С. П. Ошкадёрв

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Акад. Вернадского, 36,
03680, ГСП, Киев-142, Украина*

Анализ характерных признаков мартенситообразования в углеродистых сталях даёт основание считать мартенсит метастабильной структурной составляющей, возникающей в результате протекания в аустените, переохлажденном ниже точки M_n , бездиффузионной релаксации термоупругих напряжений сдвигом, сопровождаемой одновременной генерацией акустических волн и тепловыделением. Точка начала мартенситообразования M_n является температурой, при охлаждении до которой термоупругие напряжения, обусловленные высоким коэффициентом термического расширения аустенита при закалке, оказываются соизмеримыми с упругими свойствами аустенита, охлажденного до той же температуры. Мартенситообразование является фазовым переходом второго рода, что находится в полном согласии со взглядами С. С. Штейнберга на его механизм. Следует разделять мартенситы в сталях с углеродом и мартенситы в безуглеродистых сплавах с элементами внедрения. Сходные по генезису, они существенно отличаются по механизму приближения к равновесному состоянию при нагреве. Обратимость, существование гистерезиса при прямом и обратном переходах, эффект памяти формы, сверхупругость и др., которые реализуются повсеместно в сплавах замещения, в углеродистом мартенсите принципиально невозможны.

Аналіза характерних ознак мартенситоутворення у вуглецевих сталях дозволяє вважати мартенсит метастабільною складовою, яка виникає в результаті перебігу в аустеніті, переохоложеному нижче точки M_n , бездифузійної релаксації зсувом термопружних напружень, яка супроводжується одночасною генерацією акустичних хвиль та тепловиділенням. Точка початку мартенситоутворення M_n є температурою, при охолодженні до якої термопружні напруження, які зумовлені високим коефіцієнтом термічного розширення аустеніту при гартуванні, сягають такої ж величини, як і пружні властивості аустеніту, охолодженого до тієї ж температури. Мартенситоутворення є фазовим переходом другого роду, що відповідає поглядам С. С. Штейнберга на його механізм. Можна розділити мар-

тенсити в сталях з вуглецем та мартенсити в стопах з елементами втілення. Подібні за генезисом, вони істотно відрізняються за механізмами наближення до рівноважного стану при нагріванні. Зворотність, існування гістерези при прямому та зворотньому переходах, ефект пам'яті форми, надпружність та ін., які завжди реалізуються у стопах заміщення, у вуглецевому мартенситі є принципово неможливими.

The analysis of features of martensite formation in carbon steels allows assuming that the martensite is the metastable structural constituent arising as a result of diffusionless relaxation of thermoelastic stresses by a shift, which is accompanied by both the simultaneous generation of acoustic waves and the heat-evolution, in an austenite supercooled below the M_n point. A point of beginning of martensite formation, M_n , under cooling is a temperature, below which the thermoelastic stresses conditioned by the high coefficient of thermal expansion of austenite under quenching are commensurable with elastic properties of austenite cooled to the same temperature. Martensite formation is a phase transition of the second kind that is in a complete agreement with S. S. Shteynberg ideas. It is necessary to distinct the martensites in steels with a carbon and the martensites in carbon-free alloys with the interstitial components. They are similar in genesis, but substantially differ by the mechanism of approaching to the equilibrium state under heating. Reciprocity, presence of hysteresis in direct and reverse transitions, shape memory effect, hyperelasticity etc. are realized everywhere in the substitutional alloys, but in a carbon martensite they are impossible in principle.

Ключевые слова: мартенситообразование, релаксация термоупругих напряжений, твёрдые растворы внедрения и замещения.

(Получено 15 мая 2010 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Поводом для подготовки данной публикации послужило восьмидесятилетие со дня выхода работы Курдюмова–Закса, посвященной определению ориентационных соотношений между аустенитом и мартенситом [1], что подвело некую черту под многочисленными исследованиями в области термической обработки сталей, которые в СССР наиболее плодотворно проводились в 20-е и 30-е годы уральской школой металлофизиков и термистов. Тем самым был перейден рубеж, за которым эмпирический поиск путей совершенствования методов термического упрочнения сталей стал все более наполняться теоретической составляющей, ускорившей движение на пути реализации экспериментально накопленных знаний в творческое их осмысление при получении реального выхода в виде новых технологий. Тем самым имя Г. В. Курдюмова вошло, наряду с именем С. С. Штейнберга и его школой, в число создателей новой отрасли знаний, а именно физической металлургии, которая в нашей стране получила название

металлофизики. Напомним, что первый в мире Институт физической металлургии (металлофизики) был основан Барретом и Мейлем в 1926 г., с которыми Г. В. Курдюмова в послевоенные годы связывали добрые отношения. О вкладе Г. В. Курдюмова в науку о металлах написано много работ. Следует отметить два важных следствия, вытекающих из его исследований и работ других авторов.

Первое является результатом наблюдения рентгеновскими методами за обязательным проявлением ориентационных соотношений между исходными и новыми структурными составляющими в сталях и сплавах замещения, тогда как в сплавах с элементами внедрения, вследствие влияния диффузионных процессов, строгая кристаллогеометрическая связь между структурами соблюдается не всегда. Это наблюдение не осталось без внимания и впоследствии легло в основу самостоятельного сегмента металлофизики, развитого В. Н. Гридневым с сотрудниками, а именно физики метастабильных состояний в сталях, формируемых путем управления механизмом и кинетикой, контролируемых диффузией фазовых и структурных неравновесных превращений в сталях и сплавах [2].

Второе следствие, вытекающее из работ уральских ученых и Г. В. Курдюмова, а именно, вывод о том, что высокопрочные состояния в металлах обусловлены их метастабильностью, получило дальнейшее развитие в работах украинских металлофизиков, теоретические и лабораторные исследования которых были воплощены в новые технологии скоростной электротермической обработки и оборудование для их реализации при выпуске широкой номенклатуры специзделий из сталей и титановых сплавов в ряде отраслей промышленности [2–4].

2. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА

Продуктивное воображение, сформулированное на основе результатов проведенных ранее лабораторных исследований, и новые знания о возможностях процессов скоростного нагрева и охлаждения и их влияния на свойства сталей и сплавов позволили привести к материализации теоретических моделей, логических схем и гипотез в виде реальной товарной продукции [5].

Заметим, что Г. В. Курдюмов проявлял постоянный интерес к проводимым под руководством В. Н. Гриднева в Институте металлофизики АН УССР работам в области метастабильных превращений в металлах, которые, в свою очередь, в соответствии с требованиями жанра, затрагивали многие стороны проблемы структурных превращений, связанной с мартенситообразованием. Так, например, можно отметить разработку технологии термоупрочнения с использованием эффекта неполной гомогенизации или бездеформационной закалки с регулируемым распадом переохлажденного

аустенита воздушнозакаливаемых конструкционных сталей, его стабилизации при закалке и многое другое. Используемый при этом в исследованиях метод комплексной регистрации структурно-чувствительных характеристик в процессе быстрого изменения температур при нагреве и охлаждении [2] позволил существенно расширить знания о природе твердофазных превращений, сопровождающих процессы термической обработки.

В частности, это позволило наблюдать за многими сторонами явления образования мартенсита при охлаждении по разным схемам и его распада после скоростного нагрева с различными скоростями до разных температур отпуска. Эти наблюдения дали повод поставить под сомнение и пересмотреть ряд положений так называемой «термодинамической теории мартенситообразования», связанной с именем О. П. Максимовой. Чтобы разрешить спорный в некотором роде вопрос, напомним, что в течение многих десятилетий для изучения мартенситообразования были использованы статические инерционные методы металлографии и магнитометрии, применимость которых оправдана только для определения общего количества мартенситных структур в зависимости от температуры охлаждения ниже точки начала мартенситообразования M_n и описания его морфологии, но малоинформативные в отношении возможности понимания его механизма.

В частности, особенности упомянутых инерционных методов исследования ограничили выбор изучаемых сталей безуглеродистыми высоколегированными, имеющими температуру начала мартенситообразования, которая близка к комнатной. Это позволяло охлаждением до разных температур менять количества мартенситной составляющей в структурах закалки. В результате этих же ограничений подавляющее большинство исследований явления мартенситообразования в работах Г. В. Курдюмова с сотрудниками было проведено преимущественно на бронзах, а также высоконикелевых сталях с характерными ориентационными соотношениями Гренингера–Трояно или Нишиямы, а не Курдюмова–Закса, определенных для сталей с углеродом.

Основной интерес в этих исследованиях уделялся кристаллогеометрии мартенситообразования и влиянию различных внешних факторов на нее. Описание этих работ обстоятельно сделано в недавно вышедшей монографии В. А. Лободюка и Э. И. Эстрина [6]. Вместе с тем, собственно механизму мартенситообразования посвящено мало исследований, что связано, по-видимому, с тем, что причиной и источником их ограничения послужило утверждение Г. В. Курдюмова, впоследствии растиражированное многими, о том, что «... мартенситное превращение есть явление термическое и должно подчиняться общим законам фазовых превращений. Движущая сила превращения определяется разностью свободных энер-

гий при данном переохлаждении ниже T_0 или перегреве выше T_0 . Напряжения не являются фактором, обуславливающим мартенситное превращение, однако существенно влияют на кинетику превращения» [7]. Ю. А. Осипьян, в частности, утверждал: «Г. В. Курдюмов показал, что мартенситное превращение есть обычное термическое фазовое превращение. Его скорость, то есть кинетика, как и любого химического процесса, зависит от температуры» [8].

Приведенные выше цитаты отражают концептуальное видение ближайшими сотрудниками Г. В. Курдюмова мартенситообразования как типичного в общих чертах фазового превращения первого рода. Доказательной базой этому послужили, в основном, не свободные от критики исследования О. П. Максимовой и ряда других авторов. Вследствие того, что толкование полученных ими результатов пришлось на время, когда накопленного экспериментального материала было явно недостаточно для полного освещения всей картины, пришлось сделать ряд допущений и использовать широкий набор разных малообоснованных схем и моделей, по нашему мнению, ошибочно описывающих механизм мартенситообразования.

Цель настоящей работы — попытка вернуться к теории С. С. Штейнберга, как альтернативной «термодинамической» гипотезе, и рассматривать процесс мартенситообразования следствием развития многостадийных явлений релаксации термоупругих напряжений, вызванных закалкой. При подготовке данной публикации возникли некоторые ограничения этического характера, поскольку автор всегда испытывал благосклонное отношение к себе со стороны Г. В. Курдюмова, который передал ему в 1985 г. копии всех своих работ, был знаком со многими его ближайшими сотрудниками, относящимися к московской школе, и всеми исследователями из Института металлофизики НАН Украины, объединившимися возле Л. И. Лысака и Л. Г. Хандроса. По этой причине в ссылках на цитируемые их работы здесь будут упоминаться фамилии лишь тех сотрудников, непосредственные экспериментальные результаты которых будут предметом обсуждения. Многих из них уже нет. Поэтому для безответных критических замечаний автора к их публикациям уместно было найти оправдание. Им явилась позиция самого Г. В. Курдюмова, который писал: «Невиданные ранее масштабы научных исследований, усложнение теории, применение различных, иногда весьма сложных методов часто мешают проследить связь между выводами теории и практикой. Нельзя рассматривать любую научную теорию, в том числе и металловедческую, как совокупность рецептов, позволяющих непосредственно решать те или иные практические задачи. Отвлекаясь от частных случаев, открывая наиболее общие закономерности, теория создает систему научных представлений и служит руководством в практической работе исследования и технологии» [9]. Аналогичный взгляд, отражающий

мировоззрение Г. В. Курдюмова и его школы на науку, выразил один из ближайших его сотрудников А. Л. Ройтбурд: «Физический подход требует способности видеть связь между явлением в целом и его деталями, чтобы исследование деталей не заслонило видения целого. Поэтому физическая интуиция, которая является продуктом высокой научной культуры — необходимый элемент этого подхода. Отличительной особенностью научного поиска служит понимание сущности явления, которое может быть и должно быть выражено ясно и в простой форме» [10].

Решение задачи, поставленной в настоящей работе, было бы весьма сложным, если бы не упомянутая выше монография В. А. Лободюка и Э. И. Эстрина [6], а также монография Л. И. Лысака и Б. И. Николина [11], в которых обобщен и систематизирован большой объем экспериментальных работ, охватывающих знания о мартенситообразовании, накопленные за истекшие восемь десятков лет, и отражающих разные взгляды на природу мартенсита. Вместе с тем, наряду с этими работами и публикациями Г. В. Курдюмова и его сотрудников, здесь использованы некоторые выводы из работ харьковских физиков школы И. М. Лифшица, а именно Р. И. Гарбера, А. М. Косевича, В. С. Бойко и др., давших обстоятельное описание роли явления упругости при двойниковании, термоупругого равновесия при двойниковании и мартенситообразовании и т.п. [12]. Это позволило снять с рассмотрения ряд вопросов, возникших в результате намерений отнести явление мартенситообразования к одной, пусть и специфической, форме фазовых превращений и рассматривать его как фазовый переход первого рода [17].

3. БАЗОВЫЕ ПОСТУЛАТЫ МАРТЕНСИТООБРАЗОВАНИЯ

Образование мартенситных структур является следствием релаксации термоупругих напряжений, возникающих при быстром охлаждении аустенита сталей или высокотемпературных фаз в бронзах и латуни при закалке. Первые работы, посвященные изучению релаксационных процессов, были связаны с влиянием концентрации легирующих элементов на морфологию мартенсита в сталях. Начало этих исследований отечественными и зарубежными учеными можно отнести к 20 годам прошлого века и продолжение практически до его окончания. Не имея возможности по причине их многочисленности остановиться на описании деталей этих работ, сосредоточимся на тех из них, которые наиболее выразительно утверждают концепцию о мартенсите как продукте релаксации термоупругих напряжений, взяв за основу углеродистые стали. К сплавам на основе цветных металлов для подтверждения ряда выдвигаемых тезисов следует обращаться только в случаях возможного корректного их сравнения со сталями. Здесь имеется в виду то, что

основные исследования мартенситных структур выполнены, в основном, на безуглеродистых сталях, легированных элементами замещения, а также сплавах на основе меди, легированных алюминием, оловом, цинком, никелем и др. или с добавлением третьего элемента. Наиболее изученными оказались сплавы эвтектоидного состава. Стали с фазами внедрения, образуемыми углеродом или азотом, представляющие наиболее распространенный класс конструкционных термоупрочняемых материалов, как объект сравнения с бронзами и латунями, не могут повсеместно быть использованы. Тем не менее, имеется ряд характерных особенностей в структуре мартенсита всех изученных сталей и сплавов, которые можно корректно объединить и объяснить в рамках развитой С. С. Штейнбергом релаксационной модели мартенситообразования. В частности, речь может идти о двойниковании мартенсита как одной из стадий протекания процессов релаксации термоупругих напряжений, возникающих при закалке.

В научной и учебной литературе описано влияние содержания углерода на изменение тетрагональности мартенсита, которое связывают с уровнем возникших при закалке упругих напряжений. Металлографические исследования, выполненные с использованием световой и электронной микроскопии, позволили проследить за изменением морфологии мартенситных структур при повышении содержания углерода. Закалка малоуглеродистого аустенита приводила к получению мартенсита, который определялся как игольчатый или дислокационный. При высокой концентрации углерода в стали эвтектоидного и заэвтектоидного состава закалкой формируется мартенсит в виде двояковыпуклой линзы с мидрибом, видимой в поле шлифа в форме иглы, размеры которой заметно больше сечения иглы мартенсита малоуглеродистой стали. Характерным признаком высокоуглеродистого мартенсита является его двойникование, давшего ему это название. Ширина иглы двойникового мартенсита больше при появлении первых игл и уменьшается при возникновении в еще нераспавшемся аустените после снижения температуры ниже точки M_n игл последующей генерации. Это обусловлено стабилизацией претерпевшего частичное мартенситообразование оставшегося аустенита после снижения его температуры ниже точки M_n . Содержание углерода в гомогенном аустените определяет положение температуры начала мартенситообразования M_n , которая понижается по мере увеличения концентрации углерода и легирующих элементов. В результате изменения концентрации и температуры меняется общий уровень упругих напряжений и морфология возникающего в результате их релаксации мартенсита. Нужно иметь в виду и то обстоятельство, что все возможные характерные для углеродистых сталей мартенситные структуры от игольчатого малоуглеродистого до высокоуглеродистого двойникового мартенсита можно видеть в едином поле шлифа закаленной

доэвтектоидной стали, термоупрочняемой с использованием эффекта неполной гомогенизации в технологических схемах скоростной электротермической обработки [2]. Соотношение полей, занимаемых игольчатым и двойникованным мартенситами, в поле шлифа оказывается следствием формирующегося концентрационного профиля распределения углерода в негомогенном аустените. Поскольку распределение углерода определяется кинетикой транспорта углерода, движущегося от карбида через аустенит в сторону феррита к границе $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, то распределение углерода в получаемом при быстром нагреве аустените будет зависеть от градиента его концентрации между фронтом $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения и в аустените на границе с цементитом. Это обусловлено тем, что скорость фазовой перекристаллизации ферритной матрицы при быстром нагреве заметно опережает скорость контролируемого диффузией углерода процесса выравнивания концентрации в соответствии с требованием равновесной диаграммы состояния железо–углерод. Ясно, что такие факторы как исходная структура, скорость и температура нагрева будут определять форму и модуляцию минимумов и максимумов распределения углерода в негомогенном аустените [2, 3]. В свою очередь, при закалке на мартенсит эти перепады концентрации будут определять картину распределения малоуглеродистого игольчатого и высокоуглеродистого двойникованного мартенситов. Приведенные выше экспериментальные факты не дают веских оснований рассматривать мартенсит как самостоятельную стабильную фазу в рамках определения этого понятия в «термодинамической» модели, но позволяют говорить о мартенсите как очевидном продукте релаксационных процессов, делая акценты на специфике их протекания в пересыщенных твердых растворах с элементами внедрения и твердых растворах с элементами замещения, разделяя их. Тем не менее, в обоих случаях процессы релаксации, одной из форм проявления которых является мартенситообразование, полностью не завершаются во всех сплавах. Эти процессы неравновесны, и релаксация по одному из параметров, в данном случае мартенситообразованием, потенциально может идти по другим, к которым следует отнести и двойникование в пределах каждой иглы мартенсита. Таким образом, мартенсит следует рассматривать как метастабильную промежуточную фазу на пути движения неравновесной системы в равновесное состояние. Мартенсит не является фазой с определенным составом и физико-механическими свойствами, которые отличают его от возможных стабильных состояний того же вещества. Он не имеет минимальный термодинамический потенциал, поэтому на равновесных диаграммах состояния не могут быть поставлены стационарные критические точки соответствующего фазового перехода.

Преобразования в твердых телах, имеющих кристаллическое строение, всегда протекают с сохранением определенных кристаллогеометрических соотношений между фазами, независимо от того,

являются они равновесными или метастабильными. Методами рентгеноструктурного анализа было показано, что двойникование мартенсита происходит по системе $\{011\} \langle 011 \rangle$. Среди многочисленных работ, посвященных данной тематике, следует особо выделить исследование В. Е. Данильченко [13], показавшего, что помимо первых двойников, возникающих в мартенсите при закалке никелевой стали с углеродом, появляются двойники, образование которых обусловлено релаксационными процессами той части упругой энергии, которая осталась после релаксации, связанной собственно с первичным мартенситообразованием. Протекание такого дополнительного двойникования обусловлено термически активируемым перемещением атомов углерода по октаэдрическим порам матричной и двойниковой составляющих мартенситной структуры, повышая ее упругие свойства [13].

В. Е. Данильченко доказал, что появившиеся при закалке внутренние напряжения частично релаксируют в остаточном аустените путем образования дополнительных порций мартенсита, приводя к двойникованию, косвенно подтверждая тем самым «релаксационную» модель мартенситообразования. Весомым аргументом в пользу этой модели служит факт наблюдаемого им частичного обратного превращения мартенсита перед двойникованием, подобно поведению упругих двойников при частичном снятии внешнего нагружения или передвойникования при наложении нагрузки с другим знаком [13].

4. ИСТОРИЧЕСКАЯ КОНЦЕПЦИЯ МАРТЕНСИТООБРАЗОВАНИЯ

Объем накопленных знаний о мартенситообразовании дает веские основания для однозначного разделения мартенсита, образующегося в сплавах внедрения и мартенсита в сплавах замещения. Схожие по генезису, они принципиально отличаются механизмом перехода этих метастабильных структурных образований в равновесное состояние. О том, как происходило изменение точки зрения Г. В. Курдюмова на природу мартенситообразования с попытками описать ее в рамках предложенной им универсальной модели, узнать сравнительно просто, проследив за эволюцией его взглядов на явление¹.

Первой опубликованной работой Г. В. Курдюмова [14] явилось обстоятельное исследование, подтверждающее выводы, сделанные Н. Я. Селяковым в 1924 г. о мартенсите как твердом пересыщенном растворе углерода в α -железе. Проведенные на сталях с 0,6 и 0,8%

¹ Ссылки на работы зарубежных авторов, выполненных в 20-е и 30-е годы, и отечественных авторов, чьи публикации были сделаны за рубежом, ввиду их труднодоступности, даются с упоминанием фамилий исследователей, взятых из работ С. С. Штейнберга и Г. В. Курдюмова, относящихся к соответствующему периоду времени.

углерода, они подтвердили сделанные ранее Финком и Кэмпбелом (1926 г.) наблюдения об образовании при закалке сплавов железо-углерод мартенситных структур с объемноцентрированной тетрагональной симметрией, причем, как было показано впоследствии и другими авторами в стране и за рубежом, отношение параметров c/a увеличивалось, следуя линейному закону при повышении содержания углерода от 0,3 до 1,7% [15–17]. Углерод в количествах до 0,3–0,35%, располагаясь после закалки в октаэдрических и тетраэдрических порах в решетке α -фазы, заметного вклада в изменение параметров решетки и в тетрагональность мартенсита не вносил. Важным для понимания природы мартенситообразования в сталях с углеродом были выводы Г. В. Курдюмова, от которых он впоследствии пытался отойти, о том, что «механизм закалки углеродистой стали может быть представлен как процесс удержания промежуточной формы между γ - и α -структурами» и «тетрагональную структуру в закаленной углеродистой стали следует рассматривать как своеобразный твердый раствор в α -железе» [14].

Этот первый посыл Г. В. Курдюмова на природу мартенситообразования будет иметь существенное значение при анализе эволюции его взглядов, о чем будет идти речь ниже.

До конца 40-х годов Г. В. Курдюмов был сторонником релаксационной теории мартенситообразования, что может быть подтверждено не вызывающими разнотолкования ссылками на немногие работы тех лет. Например, в работе с А. А. Ивенсоном [17], опубликованной в 1930 г., он повторил буквально свои ранее сказанные заключения [14]: «Механизм закалки углеродистой стали может быть представлен как процесс удержания промежуточной формы между γ - и α -структурами Механизм перехода близок к двойникованию кристаллов и вызывается механическими напряжениями ... Механизм перехода может стимулироваться соответственно ориентированными компонентами возникающих при закалке механических напряжений, и в этом отношении находится в соответствии с предложенной Шейлем для объяснения превращения аустенита в мартенсит «гипотезой напряжений» [17].

Позднее, уже в 1961 г., Е. Г. Нестеренко, исследуя высокоуглеродистый мартенсит в сталях У10 и У12, показал [8], что кристаллы мартенсита в закаленной стали упруго деформированы внешними по отношению к ним силами, подтвердив тем самым то, что источником упругих напряжений, вызывающих мартенситообразование, служит аустенит, а не возникающий в нем при температурах ниже M_s мартенсит. Это вполне объяснимо с учетом того, что коэффициент термического расширения аустенита почти вдвое выше, чем у α -фазы. Поэтому при его охлаждении будут возникать локальные области, где создаются растягивающие термоупругие напряжения, которые способствуют, по С. С. Штейнбергу, мартен-

ситообразованию. Релаксация напряжений в этих областях и будет приводить к упругому двойникованию, идущему сдвигом и бездиффузионно. Чем более крупным окажется зерно аустенита, тем при меньших переохлаждениях по отношению к точке M_n будут получены термоупругие напряжения, достаточные для того чтобы вызвать мартенситообразование и наоборот. Исходя из этого, можно просто объяснить роль масштабного фактора при мартенситообразовании в релаксационной теории С. С. Штейнберга [26].

Постепенный отказ Г. В. Курдюмова от релаксационной модели и попытки заменить ее так называемой «термодинамической» теорией мартенситообразования объясняются его желанием построить универсальную модель, одинаково пригодную для мартенсита внедрения и мартенсита замещения. Для этого все наблюдения и выводы из них, полученные на безуглеродистых сталях и бронзах, были обобщены и безоговорочно перенесены на мартенсит углеродистой стали. Впоследствии это привело ко многим нестыковкам и разнотолкованиям при описании фактов. Все базовые универсальные модели, как то, что относится к существованию точки равновесия T_0 , гистерезис температуры начала и конца прямого и обратного превращений, сам факт обратимости, сверхупругость и эффект запоминания формы, мартенситный политипизм, которые присущи мартенситам замещения, как было установлено впоследствии, в силу физической природы принципиально не могут быть реализованы в углеродистом мартенсите. Это дает основание для разделения мартенсита замещения и мартенсита внедрения на две самостоятельные группы метастабильных структур, релаксационные процессы в которых при нагреве имеют существенные различия.

В отечественной литературе, посвященной проблеме мартенситообразования при закалке сталей с углеродом и сплавов на основе твердых растворов (безуглеродистые стали, бронзы и др.), поведение мартенсита при различных внешних воздействиях принято после 1949 г. описывать, как правило, с единых позиций и рассматривать механизм мартенситообразования как термически активируемое фазовое превращение первого рода [11]. Согласно этой модели формирование мартенсита происходит путем зарождения центров мартенситообразования и их роста. Как бы подтверждением этого служит большое число публикаций по оценке работы образования зародышей, подобно тому, как это происходит в случае кристаллизации жидкостей. Известны попытки дать также предполагаемые конфигурационные атомные построения, которым можно приписать роль таких зародышей. Как один из весомых аргументов в пользу того, чтобы рассматривать с единых позиций мартенситообразование в сплавах с примесями внедрения и замещения, как термически активируемый фазовый переход, являются диаграммы обратимых мартенситных превращений в бронзах и безуглеродистых

сталях, а также кристаллогеометрическая сопряженность мартенситов и исходных матричных фаз, игольчатость в микроструктуре шлифа, обратимое изменение структуры при нагреве и охлаждении и др. Однако оказалось, что в случае нагрева мартенсита внедрения создать условия для обратимости мартенсита в исходную фазу невозможно, так как нельзя выполнить обязательное требование о том, что скорости образования при охлаждении и обратном переходе при нагреве должны быть соизмеримы. Это значит, что для обратимости мартенсита, образующегося в стали, например, с зернами размером 5–10 мкм за время порядка 10^{-8} с, необходим нагрев со скоростью 10^7 – 10^8 К/с. Обеспечить такую скорость за счет внешнего нагрева невозможно по теплофизическим причинам, тогда как в условиях электроконтактного нагрева с использованием, например, игнитронного реле, т.е. в режиме короткого замыкания, достичь скорости нагрева 10^6 град/с, достаточной для обратимости по оценкам В. Д. Садовского, сохранить провололочные образцы не удалось вследствие взрывообразного испарения металла за счет проявления Пинч-эффекта. Это говорит о том, что мартенсит в сплавах внедрения и замещения, являясь промежуточной структурой между термодинамически стабильными высокотемпературной и низкотемпературной фазами, не может рассматриваться как одинаковая во всем структурная составляющая. Об этом свидетельствуют и различные, по существу, механизмы релаксационных процессов, протекающих при их нагреве. Иначе говоря, похожесть способа получения обоих типов мартенситов, а именно закалка со скоростями выше критических до температуры ниже точки M_n , взрывообразный и дискретный характер появления игл и кристаллогеометрическая сопряженность между исходной фазой и мартенситом не является достаточным основанием при попытке доказать их идентичность. Различие легко увидеть, сравнив механизмы перехода обоих мартенситов в стабильное низкотемпературное состояние, так же как и при изучении возможности их обратимости во время нагрева. Использование всего арсенала структурных исследований (рентген, световая и электронная металлография) позволило описать с высокой степенью достоверности различие процессов, происходящих при нагреве обоих типов мартенсита. Сложнее оказалось с описанием собственно механизма его образования и попыток свести в одну схему все явления, которые оно вызывает. Об эволюции взглядов на механизм мартенситообразования в сталях и сплавах после выхода работы Г. В. Курдюмова с Г. Заксом в 1930 г. можно судить по упомянутым его работам с Э. З. Каминским и А. А. Ивенсоном, относящимся к тому же времени [16, 17]. Впоследствии к теме о механизме мартенситообразования в сталях Г. В. Курдюмов, по понятным причинам, почти не обращался, опубликовав одну небольшую статью в 1935 г. [19] и еще по одной в 1936 г. [20] и 1939 г. [21], в

которых вопрос о механизме мартенситообразования в углеродистых сталях вообще не поднимался. Вышло несколько работ с описанием различных явлений при отпуске закаленной стали, эпизодически рассмотрены вопросы о состоянии углерода и железа в отпущенной стали, рассмотрены тепловые эффекты, влияние легирующих элементов на распад мартенсита при высоком отпуске, методические вопросы, относящиеся к применению методов рентгеноструктурного анализа для определения структур закалки. Основное его внимание в работах периода с 1932 по 1948 г. было сосредоточено на мартенситообразовании и обратимости мартенсита при нагреве в бронзах и латуни. Естественно задать себе вопрос: с чем связана потеря интереса к проблеме механизма мартенситообразования при закалке аустенита и стремление сосредоточить внимание на изучении процессов отпуска. В безобидных, на первый взгляд, предположениях, которые возникают, речь может идти о предмете отнюдь не малозначительном. Поскольку собственное разумение сложившихся обстоятельств могло оказать влияние на опасные для истины выводы и, стремясь отказаться от любых гипотез, обратимся непосредственно к Г. В. Курдюмову, который писал, ссылаясь на С. С. Штейнберга, В. Д. Садовского и А. П. Гуляева: «в работах С. С. Штейнберга и его учеников были раскрыты главные особенности превращения аустенита в мартенсит» [22]. Описание этих особенностей явилось вескими доказательствами в пользу механизма мартенситообразования в сталях на основе релаксационной модели и по самой своей значимости оказалось чреватом спорами, которые растянулись более чем на столетия. Основные признаки мартенситообразования, которые были описаны С. С. Штейнбергом с сотрудниками, частично изложены Г. В. Курдюмовым сначала сравнительно подробно в работе [23], а затем уже обезличено в работе [24]. Впоследствии эти характерные черты превращения аустенита в мартенсит повторил, сославшись уже только на Г. В. Курдюмова, Б. И. Николин [11]. В дальнейшем ссылки на С. С. Штейнберга и уральскую школу совсем исчезли из работ, посвященных мартенситообразованию в сталях. В них в последующие годы начало преобладать самоцитирование, подтверждая известную истину, что последним к дележу признания успевают тот, кто вынес на плечах наибольшие труды. Чтобы вопрос по теме не оказался спорным, вернемся к рассмотрению основополагающих работ С. С. Штейнберга о мартенситообразовании в сталях с тем, чтобы толкование фактов было отдано на полное усмотрение непредвзятых исследователей и не повредило делу установления истины.

5. О РЕЛАКСАЦИОННОЙ МОДЕЛИ С. С. ШТЕЙНБЕРГА

С. С. Штейнберг с сотрудниками, многие из которых впоследствии

создали свои научные школы (В. Я. Зубов, К. А. Малышев, В. Д. Садовский), и А. П. Гуляев с 1929 года провели обстоятельные исследования мартенситообразования в углеродистых сталях, сталях с хромом, вольфрамом, марганцем и ряде других сталей с содержанием углерода не менее 0,6%. Ограничение по содержанию углерода объясняется тем, что при более низких концентрациях углерода устойчивость аустенита недостаточна для проведения корректных исследований и поэтому для получения аустенита с допустимой для эксперимента стойкостью проводилось дополнительное его легирование. Уже в начале 30-х годов основные существенные признаки мартенситообразования и его механизм С. С. Штейнберг изложил в ряде публикаций, в основном в немецкоязычных и отечественных журналах, и монографии (1945 г.). Его выводы были подтверждены работами В. Д. Садовского, А. П. Гуляева и других исследователей, взгляды которых на механизм мартенситообразования в сталях с углеродом не вписывались в схему, которая была впоследствии выдвинута Г. В. Курдюмовым в 1948 г. [23]. Верный способ доискаться истины состоит в последовательном сравнении аргументов и объяснений твердо установленных наблюдений в эксперименте при предельно широкой непредвзятой всеохватности явлений. Повторим, что разнотолкование механизма мартенситообразования в сталях коренится в соперничестве двух точек зрения, а именно, основанной на концепции релаксации, утверждаемой С. С. Штейнбергом, и т.н. «термодинамической» модели для термически активируемых фазовых переходов в твердых телах, согласно которой «мартенситное превращение есть явление термическое и должно подчиняться общим законам фазовых превращений» [7]. Ниже мы продолжим сравнение разных взглядов на природу мартенситообразования, а здесь дадим перечень характерных признаков мартенситообразования по С. С. Штейнбергу, который постепенно со временем сокращался вплоть до того, что, в конце концов, стали признавать, опираясь только на Г. В. Курдюмова. Например, в упомянутой выше добротной в целом монографии [6], ссылки на работы С. С. Штейнберга упомянуты как такие, которые, вроде бы, укладываются в «термодинамическую» гипотезу Г. В. Курдюмова.

Вменять в вину авторам работы [6] такое прочтение работ С. С. Штейнберга нельзя, не исключив влияние пагубных абсолютизированных частым повторением построений, относящихся к пониманию «термодинамического» механизма мартенситообразования. Если смотреть больше на суть дела, чем на лица, то следует отметить, что в работах, опубликованных в отечественных изданиях после 1948 г. преобладают ссылки на работы сторонников «термодинамической» модели, вытесняя из информационного пространства другие точки зрения на проблему. Чтобы за давностью времен не были забыты и стали недостижимы достоверные факты, нужно не-

предвзято обратиться к наследию, которое оставил С. С. Штейнберг. Из перечня его работ за период 1930–1945 гг. достаточно упомянуть две публикации 1935 и 1937 г. [25, 26]. По ходу изложения материала заметим, что здесь даются ссылки не на всю библиографию того или иного автора по обсуждаемой проблеме, но избирательно лишь на те, которые затрагивают ключевые вопросы.

Информация, содержащаяся в упомянутых выше работах С. С. Штейнберга, которая нашла многократное и надежное экспериментальное подтверждение, и, судя по многочисленным ссылкам на нее, в том числе и в работах Г. В. Курдюмова, была принята научной общественностью. Ее изложение дадим в наиболее неурезанном виде с тем, чтобы впоследствии иметь возможность сопоставить ее с экспериментальными фактами, накопленными в последующие годы, подтвердив достоверность утверждаемой С. С. Штейнбергом модели. В работе 1935 г. [25] изложение материала С. С. Штейнбергом дано в доброй академической традиции с упоминанием экспериментального материала, который был получен предшественниками, главным образом, зарубежными исследователями с упоминанием в их работах экспериментальных методиками, в частности, киносъемкой и магнитометрией, которые были дополнены традиционными структурными методами. Ниже приведен перечень характерных признаков мартенситообразования по С. С. Штейнбергу с упоминанием имен исследователей, которым принадлежит приоритет в их наблюдении, без конкретных ссылок на труднодоступные источники. Параллельно кратко рассмотрим некоторые соображения, относящиеся к природе мартенсита стали и мартенсита в сплавах замещения, имея целью найти как признаки их сходства, так и существенного различия, что важно для понимания и необходимого разумного объяснения природы ряда несовместимых, но характерных для обоих мартенситов признаков.

В работе, опубликованной в 1937 г. [26], приведены дополнительные сведения о явлениях, связанных с мартенситообразованием, которые были недостаточно освещены в публикации 1935 г. [25]. Особенность работы 1937 г. состоит в том, что в цитируемой литературе начисто исключены все ссылки на публикации зарубежных авторов. Наряду с другими монографиями отечественных металловедов и термистов, которые вышли в том же году (Н. А. Минкевича, А. А. Бочвара, И. А. Одингга и др.).

С. С. Штейнбергом упоминается лишь переведенная на русский в 1935 г. монография Н. А. Бартельса. Отсутствие ссылок на иноязычных авторов в основополагающей работе чрезвычайно цепетильного к нормам научной этики С. С. Штейнберга можно объяснить только датой выхода ее в свет, когда был наложен негласный запрет на все, что могло дать основание для обвинения в «преклонении перед иностранной наукой». С этого времени работы С. С.

Штейнберга и его сотрудников, которые публиковались преимущественно в Германии, стали практически недоступны для ученых за пределами нашей страны и потихоньку утонули в реке забвения. Обращает на себя внимание и тот факт, что в отечественных работах послевоенных лет ссылки на основополагающие исследования С. С. Штейнберга с годами очень быстро сошли на нет. Если в работе [23], опубликованной в 1948 г., изложены, пусть и в урезанном виде, характерные признаки мартенситообразования по С. С. Штейнбергу со ссылками на четыре его работы, которые были опубликованы до 1945 г., то годом позднее упомянута несколько в обезличенном виде только публикация 1937 г. [26]. В обзоре 1960 г. [27] та же публикация упоминается вскользь как одна в ряду подобных без ссылки на первоисточник с формулировкой: «известен ряд особенностей мартенситного превращения». Далее следует относительно близкий к материалу, изложенному С. С. Штейнбергом, его пересказ, сделанный ранее в работе 1948 г. [23] и перепечатанный в 1949 г. [28] без упоминания ряда существенных, важных для понимания природы мартенситообразования, его признаков.

В последующие годы все ближайшие сотрудники Г. В. Курдюмова описывали мартенситообразование «по Г. В. Курдюмову», умалчивая о решающем вкладе С. С. Штейнберга. Присуждение Г. В. Курдюмову в 1949 г. Сталинской премии I степени способствовало этому, поставив его в ряд свободных от критики ученых первой линии с незыблемым научным авторитетом и абсолютизовав его мнение, даже если оно могло быть неверным. Начиная с 1952 г. по 1982 г. в переводе на английский язык вышли все ранее опубликованные им работы, а также статьи в соавторстве с А. Л. Ройтбурдом, А. Г. Хачатуряном. В этих публикациях практически полностью были исключены из рассмотрения работы, например, уральских металлургов, «которые изменили и уточнили наше представление о закалке», и нашедшие, по выражению С. С. Штейнберга, «применение в практике закалки» [26].

6. ХАРАКТЕРНЫЕ ПРИЗНАКИ МАРТЕНСИТООБРАЗОВАНИЯ В УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ

Согласно С. С. Штейнбергу [25, 26] мартенситообразованию присущи признаки, которые ниже даны с упоминанием имен и дат обнаруживших их исследователей.

1. Мартенсит — твердый раствор углерода в α -железе. Перестройка железа-гамма в железо-альфа не сопровождается диффузией атомов углерода (Портвен, Шевенар, Штейнберг (1921, 1931, 1929 гг.)).

2. Точка начала мартенситообразования не понижается при увеличении скорости охлаждения и для данного содержания углерода яв-

ляется вполне определенной величиной (Вевер, Френч, Сато, Штейнберг (1924, 1930, 1931 гг.)). Наблюдаемое Сато повышение температуры мартенситообразования на 30–50°C в сталях при увеличении скорости охлаждения водой по сравнению с закалкой в масло объяснялось наличием в негомогенном аустените участков с разным содержанием углерода (Гебхард, Ганеман, Шредер (1928, 1930 гг.)). Вероятность этого С. С. Штейнберг отрицал (1931 г.)².

3. Для переохлаждения аустенита в область низких температур требуется критическая скорость охлаждения при закалке, позволяющая получить мартенсит (Портвен, Шевенар (1921 г.), Штейнберг (1930 г.)). Температуру охлаждения, при которой начинается мартенситообразование, С. С. Штейнберг впервые (1935 г.) предложил обозначать буквой М [26]. В настоящее время это обозначение безоговорочно принято во всем мире и широко используется в научной литературе.

4. При мартенситообразовании на переднем плане стоит значение размеров зерна (Бейн (1924 г.)). В дальнейших исследованиях эти представления были обобщены в понятие роли размерного фактора, играющего определяющую роль в утверждении релаксационной модели мартенситообразования по С. С. Штейнбергу.

5. Мартенситообразование сопровождается стабилизацией в участках аустенита, в которых релаксация не прошла (Бейн, Давенпорт, Штейнберг (1924, 1930 гг.)).

6. Существует две области повышенной устойчивости аустенита — выше 550°C и ниже 350°C. Переохлажденный ниже 300°C высокоуглеродистый аустенит обладает значительной стойкостью. Стойкость аустенита увеличивается с повышением содержания углерода в нем и с понижением температуры превращения. Данное наблюдение впоследствии легло в основу технологии изотермического распада аустенита при температуре выше M_n , названной патентированием, которая повсеместно используется в канатном производстве (Зубов (1930 г.)). Таким образом, С. С. Штейнберг впервые отделил распад аустенита с получением продуктов перлитного семейства в температурном интервале от А до 350°C, образование троостита в интервале температур между 350°C и точкой M_n и, собственно, мартенситообразование при охлаждении ниже точки М, отметив влияние легирующих элементов на кинетику этих процессов.

7. При температуре ниже М, характерной для каждой концентрации углерода, аустенит начинает превращаться в мартенсит, в основе которого «лежит несколько деформированная (тетрагональная) решетка α -железа, причем температура начала превращения

² Наши исследования в области термоупрочнения сталей с использованием эффекта неполной гомогенизации [29] впоследствии безоговорочно подтвердили гипотезу Ганемана.

мало зависит от скорости охлаждения. Скорое охлаждение даже способствует превращению, т.е. поднимает несколько точку М и уменьшает количество остаточного неразложившегося аустенита ... Количество остаточного аустенита зависит от положения начала мартенситного разложения (точки М). Чем ниже расположена эта точка, тем должно быть большее количество остаточного аустенита» [25]. Ускоренное охлаждение уменьшает количество остаточного аустенита (Штейнберг (1932 г.)).

8. Скорость мартенситообразования крайне велика, что подтверждается киносъёмкой превращения (Ганеман, Вистер (1931 г.)).

9. Мартенситообразование в стали с 24% никеля при охлаждении ниже точки М до -200°C сопровождается генерированием продолжительного звука — «пение», которое постепенно затухает при последующем отогреве образца (Гильом (1930 г.)).

10. Превращение аустенита в мартенсит происходит с появлением иголок подобно ряду маленьких взрывов, чем и объясняется звук. Скорость мартенситного превращения не зависит от температуры и протекает с неподдающейся измерению скоростью.

11. Мартенситообразование в сталях никогда не идет до конца, структура закаленной стали состоит из мартенсита и аустенита (Штейнберг (1932 г.)).

12. Углеродистый мартенсит характеризуется тетрагональной решеткой α -железа, которая крайне неустойчива и при нагреве выше 100°C начинает превращаться в обыкновенную кубическую решетку α -железа, исключая обратимость мартенсита. Превращение тетрагонального мартенсита в кубический сопровождается уменьшением объема. Около 50% деформации, вызванной закалкой, при этом исчезает (Штейнберг (1932 г.)).

13. Переохлажденный аустенит превращается с необычайной быстротой, как только он будет охлажден ниже определенной для данной концентрации температуры. Определяющую роль в мартенситообразовании играют внутренние (Штейнберг (1930 г.)) напряжения, тогда как предложенная Делингером термодинамическая теория противоречит ряду экспериментальных фактов. В частности, развитие мартенситообразования в интервале температур, образование при этом все новых и новых игл мартенсита, увеличение количества которого происходит по мере охлаждения аустенита, идет не путем их роста, как это должно иметь место при развитии термоактивируемого превращения, а приращением вновь образующихся иголок. Это подтверждается экспериментально в опытах с прерванным охлаждением аустенита при закалке (Штейнберг, Зюзин (1932 г.)).

14. Для объяснения причин мартенситообразования необходимо «обратиться к силам упругости внутри самой атомной решетки аустенита, развиваемым при охлаждении и термическом сжатии

действием атома углерода на атомы пространственной решетки гамма-железа. В процессе превращения и образования игл мартенсита происходит ослабление этих сил ... Возникающие упругие, силы должны носить кристаллографически ориентированный характер ... Проблема превращения аустенита в мартенсит упирается неизбежно в проблему упругих напряжений» (Штейнберг (1935 г.)).

15. К приведенным выше характерным признакам мартенситообразования в аустените, описанным С. С. Штейнбергом и его предшественниками, следует добавить ряд существенных для понимания природы образования мартенсита внедрения наблюдений. В целом они поддерживают идею возникновения мартенсита в переохлажденном углеродистом аустените как структурном проявлении сдвиговой релаксации упругой энергии, возникающей при закалке. Чтобы избежать возможного искажения при пересказе сообщений С. С. Штейнберга, ниже приведены дословные формулировки, извлеченные из его работ. Собранные в единое целое, они начисто исключают возможность описывать мартенситообразование как фазовое термически активируемое превращение первого рода. «Мартенситное превращение происходит не из зародышевых центров, но сразу в значительном объеме по кристаллографическим плоскостям зерна аустенита. Прогрессирование мартенситного превращения происходит не путем роста старых образований, а путем возникновения новых ... Скорость мартенситного превращения крайне велика, напоминая скорость взрывной волны. С понижением температуры скорость мартенситного превращения ... увеличивается; взрывчатый характер превращения выступает при температурах ниже нуля и резче ...».

16. «Точка М представляет не температурный интервал, а температуру начала превращения», которое «не протекает до конца, т.е. до полного исчезновения аустенита. Количество превращенного в мартенсит аустенита зависит ... от степени понижения температуры по отношению к точке М» ... Количество остаточного аустенита в стали с 0,9% углерода достигает 18% при охлаждении до -183°C .

17. С. С. Штейнберг первым обратил внимание на то, что стабилизация не превращенного при одной температуре переохлаждения ниже точки М аустенита обусловлена протеканием при этом переохлаждении мартенситообразования, говоря: «мартенситная точка для остающегося аустенита действительно снижается самим процессом образования мартенсита. Это снижение мартенситной точки в самом процессе мартенситного превращения является ... его особенностью» [26].

18. Итак, ускорение охлаждения ниже мартенситной точки способствует превращению аустенита в мартенсит. Точку М можно считать независимой от скорости охлаждения; охлаждение ниже точки М увеличивает ... количество мартенсита и уменьшает количе-

ство остаточного аустенита. «На основании многочисленных опытов, проведенных с самыми разнообразными сталями, как высокоуглеродистыми, так и малоуглеродистыми, как легированными, так и нелегированными, это действие скорости охлаждения ниже точки M на мартенситное превращение надо считать универсальным и вполне доказанным».

19. «Сталь в аустенитном состоянии можно достигнуть только добавлением к углеродистым сталям специальных элементов: марганца, никеля, хрома, молибдена, вольфрама, понижающих мартенситную точку ... Карбидообразующие элементы (Mn , Cr , Mo , W) понижают мартенситную точку, поскольку они переходят в твердый раствор в аустените и остаются в нем при охлаждении до мартенситной точки ... Превращение ниже точки M ... происходит не путем образования зародышевых центров, а путем бездиффузионной перестройки пространственной решетки γ в таковую α в значительных объемах, расположенных по кристаллографическим плоскостям зерна аустенита».

20. «Мартенситное превращение можно вызвать выше точки M и значительно увеличить количество образовавшегося мартенсита ниже точки M посредством энергичной, вызванной ударом, пластической деформации» [26].

21. Показано, что «растягивающие напряжения способствуют появлению мартенсита сильнее, чем сжимающие, вызывая мгновенное мартенситообразование при температурах, лежащих выше мартенситной точки на несколько десятков градусов. При сдвиге, создаваемом сжатием, сдавливающие упругие напряжения по одну сторону плоскости скольжения уравниваются растягивающими напряжениями по другую сторону, объясняя наблюдение мартенситообразования только по одну сторону плоскости скольжения».

6. С. С. ШТЕЙНБЕРГ О ЯВЛЕНИИ СТАБИЛИЗАЦИИ АУСТЕНИТА

Понятие стабилизации при мартенситообразовании заключается в том, что при переохлаждении аустенита ниже точки M до определенной температуры мартенситообразование, происходящее мгновенно, прекращается. Для его продолжения, идущего за счет образования дополнительного количества новых игольчатых выделений, необходимо более глубокое переохлаждение по отношению к точке M . Приращение количества мартенсита происходит в полях аустенита, которые остались не затронутыми мартенситообразованием при первом переохлаждении. Поэтому наблюдаемые в поле шлифа новые игольчатые образования мартенсита имеют более мелкие, чем иглы первых порций мартенсита, размеры, которые определяются эффективным сечением аустенитных полей. Естественно, что при дальнейшем охлаждении картина повторяется,

причем размеры игл мартенсита становятся все меньше и меньше сообразно уменьшению размеров аустенитных полей, в которых они возникают. Так происходит и при непрерывном охлаждении, т.е. путем приращения по мере увеличения переохлаждения аустенита по отношению к точке М количества игольчатых мартенситных структурных образований, размеры которых непрерывно уменьшаются. Здесь нужно обязательно еще раз напомнить, что мартенситообразование, согласно С. С. Штейнбергу, идет путем приращения числа игл и постепенно затухает, оставляя для каждой стали в зависимости от температуры, содержания углерода, уровня и качества легирования, определенные количества остаточного аустенита. Объяснить стабилизацию аустенита перераспределением углерода между мартенситом и соседствующим с ним, не затронутым мартенситообразованием, аустенитом, что напрашивается в первую очередь, если следовать гипотезе о мартенситообразовании как термическим активируемом процессе, невозможно вследствие взрывоподобного характера мартенситообразования. Кроме того, надежно установлено, что содержание углерода в аустените и мартенсите, включая и последние его порции, не отличается. Расширить интервал температур между точками его начала и окончания можно только при закалке негомогенного аустенита, главным образом, за счет повышения температуры точки М для обедненной углеродом его части [2]. «Термодинамическая» гипотеза образования мартенсита не согласуется с наблюдениями С. С. Штейнберга за увеличением количества остаточного аустенита при уменьшении скорости охлаждения, а также его выдержкой ниже точки М. Невозможность обратного перехода мартенсита, который характерен для сплавов замещения (бронзы) и безуглеродистых сплавов железа в аустенит, в углеродистых сталях абсолютно противоречит «термодинамической» гипотезе.

Согласно С. С. Штейнбергу, стабилизацию аустенита нужно связывать с упругими напряжениями. «Все условия, вызывающие напряжения внутри зерна аустенита и увеличивающие их, должны увеличивать степень мартенситного превращения и наоборот». Это наблюдение С. С. Штейнберга объясняет роль размерного фактора в механизме мартенситообразования, что было достаточно убедительно доказано впоследствии.

С. С. Штейнберг стабилизацию аустенита объяснил так: «мартенсит возникает по кристаллографическим плоскостям, образуя внутри зерна аустенита как бы твердые перегородки, разбивающие его на все более мелкие участки. Сопrotивление сдвигам внутри этих участков должно увеличиваться вместе с их раздроблением, так как известно, что предел текучести повышается с уменьшением размеров». Протекание мартенситообразования сопровождается развитием процессов релаксации ... стабилизируя аустенит. Согласно релак-

сационной модели С. С. Штейнберга, физический смысл точки М заключается в пороговом значении температуры, ниже которой упругие напряжения, создаваемые в аустените, превосходят его сопротивление сдвигам при той же температуре. Легирование аустенита другими элементами, повышая упругость аустенита, снижает температуру точки М. Важным следствием для понимания механизма мартенситообразования как релаксационного, а не термически активируемого процесса, является наблюдение С. С. Штейнберга и других исследователей о том, что «превращение ниже точки М происходит не путем образования зародышевых центров, а путем бездиффузионной перестройки решетки γ в α в значительных объемах по кристаллографическим плоскостям зерна аустенита [26]. Процесс этот происходит настолько быстро, что зарегистрировать скорость образования отдельной мартенситной «иглы» до сих пор не удалось ... Добавим к этому, что образования мартенсита во всем объеме аустенита достигнуть не удастся», о чем речь шла выше. По каким плоскостям происходит мартенситообразование в сталях с углеродом и дал ответ Г. В. Курдюмов [1]. В основном же механизм образования мартенсита в отечественной литературе описан именно С. С. Штейнбергом, утвердившим «релаксационную» модель его возникновения, показав отличие данного «превращения от фазовых превращений, происходящих путем возникновения зародышевых центров и роста их с получением новой фазы».

С. С. Штейнберг видел в упругих напряжениях сдвига движущую силу мартенситообразования [25, 26], которое рассматривает как «опрокидывание» части пространственной углеродосодержащей решетки γ -фазы в тетрагональную решетку мартенсита, степень тетрагональности которого определяется содержанием углерода в аустените. Экспериментальными доказательствами этой модели, надежно подтвержденной впоследствии, служат его наблюдения за процессами мартенситообразования в сталях, стимулированными ударным нагружением выше и ниже точки М, влиянием сжимающих, которые тормозят, и растягивающих, которые ускоряют, мартенситообразование напряжений.

7. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Анализ значительного количества работ, посвященных мартенситообразованию, который выходит далеко за пределы ограниченного списка цитируемых здесь базовых источников, позволяет прийти к нижеследующим заключительным выводам, утверждающим взгляд на мартенсит как на продукт релаксационных процессов, которые происходят при закалке пересыщенных твердых растворов внедрения и замещения.

1. Мартенсит возникает как промежуточная метастабильная

структурная составляющая между стабильными высокотемпературными и низкотемпературными фазами при быстром охлаждении первых от температуры, которая выше температуры их фазового перехода. Скорость охлаждения при этом, называемая критической, должна быть достаточной для подавления процессов диффузионного перераспределения легирующих элементов в высокотемпературной фазе во время ее охлаждения до температуры начала мартенситообразования M_n .

2. Мартенсит образуется при охлаждении со скоростью звука и бездиффузионно и всегда является следствием атермической релаксации, сопровождаясь тепловыми и акустическими эффектами.

3. Мартенситообразование происходит сдвиговым путем в высокотемпературной фазе, переохлажденной до температуры ниже точки M_n , с образованием в объеме ее зерна упругих линзообразных двойников, которые можно видеть в поле шлифа в виде игл и пластин как результат их сечения при его подготовке для металлографического исследования. Упругие двойники мартенсита возникают за время 10^{-7} – 10^{-8} с и не могут быть продуктом фазового термически активируемого превращения первого рода, происходящего путем образования зародышей и их последующего разрастания с уменьшением поверхностной удельной энергии границ, как это имеет место, например, при кристаллизации металлов.

4. Мартенситообразование является типичным фазовым переходом второго рода, в основе которого лежит упругое двойникование. Мартенситной точкой M_n является температура, при которой возникающие при закалке пересыщенных твердых растворов термоупругие напряжения становятся равными упругим характеристикам металла при той же температуре, что делает их способными к релаксации путем бездиффузионного сдвига двойникованием. Этим объясняется влияние содержания легирующих элементов и углерода на точку M_n , а также влияние на нее размерного фактора.

5. Существует два типа мартенситных структур, которые подобны по генезису, но различны по своей физической сущности — это мартенситы, образующиеся при закалке пересыщенных твердых растворов с элементами замещения и мартенситы в сплавах с элементами внедрения. Описание основных общих характеристик мартенситообразования, которое было сделано на основании исследований, проведенных на безуглеродистых сплавах, затем без достаточных на то оснований пытались перенести на мартенситные структуры сталей с углеродом нельзя признать корректным.

6. Мартенситы в сплавах с элементами замещения испытывают обратимость при нагреве с заметным температурным гистерезисом при прямом и обратном переходах. При воздействии других внешних факторов (механическое деформирование с разными схемами нагружения и величинами нагрузок в упругой и неупругой обла-

стях, при наложении магнитных полей и др.) их поведение корректно можно описать в рамках теории упругого двойникования. Речь идет о явлениях обратимости, сверхупругости, раздвойникования или передвойникования при изменении знака нагружения и т.п.

7. Мартенситы, образующиеся в сталях с углеродом или азотом, к обратимости не способны. Их поведение при нагреве зависит от ряда взаимосвязанных необратимых релаксационных процессов, обусловленных диффузией углерода под влиянием температуры и упругих полей, динамического изменения дислокационной структуры, кинетики образования и роста фаз внедрения (карбиды и нитриды). Упругая деформация пересыщенных твердых растворов углерода в аустените при температурах вблизи точки M_n может в определенных пределах интенсифицировать в них мартенситообразование, но полностью исключает передвойникование мартенситных линз.

8. Мартенсит внедрения при нагреве выше 100°C претерпевает необратимый распад на α -железо и карбиды. Этим мартенсит, возникающий в аустените, отличается от мартенситов замещения, которые образуются, например, в закаленных безуглеродистых сталях, сплавах на основе титана, циркония (α' -, α'' -, ω -фазы). Здесь деформированием можно увеличивать количество мартенситных структур, ускоряя развитие релаксационных процессов, либо уменьшать их за счет раздвойникования, что также способствует релаксации напряжений. В любом случае это служит убедительным подтверждением релаксационной модели мартенситообразования, физика которой наиболее последовательно разработана С. С. Штейнбергом и им же экспериментально подтверждена на углеродистых сталях.

Такое видение целей научной работы позволило снять сомнение о необходимости написания данной статьи, которая подготовлена при моральной поддержке В. Г. Барьяхтара.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Г. Курдюмов, Г. Закс, *Вести металлопромышленности*, № 9/10: 165 (1930).
2. В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, С. П. Ошкадеров, В. И. Трефилов, *Физические основы электротермического упрочнения стали* (Киев: Наукова думка: 1973).
3. В. Н. Гриднев, Ю. Я. Мешков, С. П. Ошкадеров, Н. Ф. Черненко, *Технологические основы электротермической обработки стали* (Киев: Наукова думка: 1977).
4. В. Н. Гриднев, О. М. Ивасишин, С. П. Ошкадеров, *Физические основы скоростного термоупрочнения титановых сплавов* (Киев: Наукова думка: 1986).
5. С. П. Ошкадеров, *Успехи физики металлов*, 9, № 4: 423 (2008).
6. В. А. Лободюк, Э. И. Эстрин, *Мартенситные превращения* (Москва: Физ-

- матлит: 2009).
7. В. Г. Курдюмов, *Мартенситные превращения. Проблемы современной физики: Сб. ст. к 100-летию со дня рождения А. Ф. Иоффе* (Ленинград: Наука: 1980).
 8. Ю. А. Осипьян, *Классик металлофизики. В кн.: Академик Георгий Вячеславович Курдюмов. Страницы жизни. Воспоминания* (Москва: Наука: 2004).
 9. Г. В. Курдюмов, Р. И. Энтин, *Вестн. АН СССР*, № 10: 18 (1964).
 10. А. Л. Ройтбурд, Г. В. Курдюмов и его школа в мартенсите 20-го века. В кн.: *Академик Георгий Вячеславович Курдюмов. Страницы жизни. Воспоминания* (Москва: Наука: 2004).
 11. Л. И. Лысак, Б. И. Николин, *Физические основы термической обработки стали* (Киев: Техника: 1975).
 12. В. С. Бойко, Р. И. Гарбер, А. М. Косевич, *Обратимая пластичность кристаллов* (Москва: Наука. Физматлит: 1991).
 13. В. Е. Данильченко, *ФММ*, 64, вып. 4: 747 (1987).
 14. Г. В. Курдюмов, Н. Я. Сеяков, Н. Т. Гудцов, *Журн. прикл. физики*, 4, вып. 2: 51 (1927).
 15. Ю. Л. Альшевский, Г. В. Курдюмов, *ФММ*, 25, вып. 1: 172 (1968).
 16. Г. В. Курдюмов, Э. З. Каминский, *Журн. прикл. физики*, 6, вып. 2: 47 (1929).
 17. Г. Курдюмов, А. Ивенсон, *ЖФХ*, 1, вып. 1: 41 (1930).
 18. Г. В. Курдюмов, Е. Г. Нестеренко, *ФММ*, 11, вып. 4: 833 (1961).
 19. Г. Курдюмов, П. Некрашевич, В. Нечволодов, *Сталь*, № 4: 84 (1935).
 20. Г. В. Курдюмов, А. Лопатин, В. Нечволодов, *Влияние термической обработки на количество остаточного аустенита. Рентгенография в применении к исследованию материалов* (Москва–Ленинград: ОНТИ: 1936).
 21. Г. Курдюмов, Н. Ослон, *ЖТФ*, 9, вып. 21: 1891 (1939).
 22. Г. В. Курдюмов, *К теории мартенситных превращений (переработанная стенограмма доклада на конференции ВНИТОМАШ)* (Свердловск: 1950).
 23. Г. В. Курдюмов, *ЖТФ*, 18, вып. 8: 999 (1948).
 24. Г. В. Курдюмов, *Металлофизика*, 1, № 1: 81 (1979).
 25. С. С. Штейнберг, *ЖТФ*, 5, вып. 2: 362 (1935).
 26. С. С. Штейнберг, *Металлург*, № 9/10: 58 (1937).
 27. Г. В. Курдюмов, *Явления закалки и отпуска стали* (Москва: Металлургиздат: 1960).
 28. Г. В. Курдюмов, *Пробл. металловедения и физики металлов*, № 1: 132 (1949).
 29. В. Н. Гриднев, Ю. А. Гарасим, С. П. Ошкадеров и др., *Металлофизика*, 4, № 4: 84 (1982).