

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 620.22:621.78

Лопатина Е.В., Полякова М.А.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И МИКРОСТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 09Г2С В ПРОЦЕССЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

Аннотация. Развитие современных вычислительных методов и техники позволяют производить высокоточные расчеты сложных процессов, в том числе процессов обработки металлов давлением. Актуальным аспектом является применение таких подходов, которые с достаточной точностью описывают происходящие в металле структурные преобразования. Это является основанием для использования современных численных методов моделирования и компьютерных программ, позволяющих рассчитывать и прогнозировать структурно-фазовый состав обрабатываемых сталей. Целью данной работы является комплексный анализ деформационного и теплового состояний стали 09Г2С при температурах горячей прокатки 1220, 1100 и 820°С. Представлены результаты численного моделирования эволюции микроструктуры стали 09Г2С на основе модели Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова при горячей пластической деформации. Рассчитаны средний размер рекристаллизованных зерен и их объемная доля в процессе динамической рекристаллизации. Показана возможность применения программного обеспечения JMatPro для моделирования эволюции микроструктуры. Приведены результаты термокинетического расчета фазового состава стали 09Г2С в равновесном состоянии, построены термокинетические и изотермические диаграммы. Полученные результаты могут быть использованы для проектирования технологических процессов производства изделий различного назначения, основанных на различных видах термомодеформационного воздействия.

Ключевые слова: горячая прокатка, микроструктура, моделирование, JMatPro, модель Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова

Введение

Использование наукоемких технологий в промышленности открывает широкие возможности получать высококачественные изделия с заданными функциональными свойствами. В настоящее время конкурентоспособность любого предприятия непосредственно зависит от внедрения результатов научных исследований в действующее производство, способности быстро реагировать на потребности рынка, адаптируясь к быстро меняющимся условиям. С другой стороны, проектирование технологического производства продукции неизбежно связано с использованием современных приемов моделирования, как отдельных операций в целом, так и происходящих при этом преобразований обрабатываемого материала или полупродукта. Использование программных продуктов позволяет не только получить достоверные сведения о специфических особенностях протекающих процессов и явлений, но и спрогнозировать поведение материала при различного рода термических и деформационных воздействиях. С этой точки зрения программные продукты являются надежным инструментом для разработки технологических процессов, что особенно актуально для производства вновь осваиваемых видов продукции.

Одним из перспективных направлений эффективного применения методов компьютерного моделирования является разработка технологических процессов производства многофазных сталей, к которым относятся сверхнизкоуглеродистые композиции, стали с TRIP- и TWIP-эффектами и др., функциональные

свойства которых привлекают внимание конструкторов новой техники и устройств, работающих в сложных эксплуатационных условиях. Специфический химический состав таких сталей, наличие в их структуре различных фаз, обуславливающих свойства конечного продукта, происходящие процессы структуро- и свойствообразования в ходе деформационного и термического воздействий, обуславливают необходимость применения методов компьютерного моделирования как основы для определения технологических режимов обработки и получения конечного продукта с требуемым уровнем свойств. Наличие значительного количества значимых факторов, относительная дороговизна исходных материалов, сложность проведения промышленных экспериментов являются причиной отсутствия достаточного количества статистической информации, которая в большинстве случаев используется для построения математических моделей. С этой точки зрения перспективным направлением теоретических исследований является использование компьютерных программ, позволяющих моделировать происходящие в стали изменения микроструктуры при различного рода деформационных и термических воздействиях [1–5].

Альтернативой физическому эксперименту может служить численное моделирование изучаемого технологического процесса. С традиционными методами исследований активно развивается информационное направление, которое в литературе встречается под терминами Digital Materials Science (цифровое материаловедение), Computational Materials Science (вычислительное материаловедение) или Materials Informatics (информационное материаловедение) [6–8].

Химический состав стали 09Г2С

C	Mn	P	Ni	Si	S	Cr	Cu
Содержание элементов, мас. %							
0,11	1,45	0,001	0,050	0,71	0,005	0,060	0,030

Все эти направления связаны с формированием и организацией баз данных, компьютерной обработкой результатов экспериментов, математическим моделированием структуры и свойств материалов, созданием на основе моделей качественного программного обеспечения для инженерного анализа, проектирования и подготовки производства CAD/CAE/CAM/PDM. Результаты, найденные численными методами, позволяют обосновать рациональные режимы деформирования заготовок и, соответственно, изменение микроструктуры обрабатываемого металла. Численное моделирование связано с формированием и организацией баз данных, компьютерной обработкой результатов экспериментов, созданием на основе моделей качественного программного обеспечения для инженерного анализа, проектирования и подготовки производства.

Одной из известных систем прогнозирования свойств различных конструкционных материалов является программное обеспечение JMatPro [9, 10]. В Российской Федерации активными пользователями JMatPro являются такие крупные компании, как ПАО «АВТОВАЗ» (г. Тольятти, Самарская область), ООО «Сименс» (г. Санкт-Петербург), ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» (г. Верхняя Салда, Свердловская область), ООО «Всероссийский научно-исследовательский центр транспортных технологий» (г. Санкт-Петербург), АО «ВМЗ» (г. Выкса, Нижегородская область) и другие организации [10]. JMatPro – это коммерческое программное обеспечение, которое позволяет моделировать различные свойства, прежде всего многокомпонентных сплавов, к которым относятся, например, различные марки стали, сплавы на основе алюминия, магния, жаропрочные сплавы на основе никеля, титана и т.д. Возможности получения термокинетических и изотермических диаграмм с использованием данного программного обеспечения позволяет не только получать информацию об особенностях структурообразования известных сплавов в широком диапазоне температур, но также прогнозировать наличие тех или иных фаз в неисследованных материалах. Это представляет значительный практический интерес при проектировании технологических процессов и освоении производства металлоизделий различного функционального назначения [11-15].

Целью данного исследования является получение качественной информации структурообразования двухфазной стали при деформационных и термических режимах горячей прокатки, а также оценка возможности использования программного обеспечения JMatPro для прогнозирования фазового состава и построения диаграмм состояния и термокинетических диаграмм многофазных сталей.

Моделирование параметров микроструктуры в процессе горячей прокатки с использованием модели Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова

В качестве объекта исследований была выбрана сталь марки 09Г2С, имеющая двухфазную структуру. Химический состав данной стали приведен в табл. 1.

Для описания эволюции микроструктуры была выбрана модифицированная модель Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова (Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov, JMAK), уравнения которой позволяют вычислить объемную долю рекристаллизованного материала и описать трансформацию зеренной структуры металлических сплавов [16-18].

Согласно этим моделям эволюция дислокационной структуры описывается законом

$$\frac{dp}{dz} = \frac{dp^+}{d\varepsilon} + \frac{dp^-}{d\varepsilon}, \quad (1)$$

где p – плотность дислокаций, m^{-2} ; ε – степень деформации.

Эволюция дислокационной структуры в процессе динамического возврата при деформации при повышенных температурах в большинстве случаев приводит к образованию субзеренной микроструктуры. Средний размер субзерен определяется по формуле

$$d_\varepsilon = \frac{3 \sin \varphi}{b_\varepsilon \rho}, \quad (2)$$

где φ – угол разориентировки между субзернами. Угол разориентировки для субзеренной структуры варьируется в пределах 5–10° [15].

Объемная доля динамически рекристаллизованных зерен определяется как

$$X_{DRX} = 1 - \exp \left[-\beta_d \left(\frac{\bar{\varepsilon} - \bar{\varepsilon}_c}{\bar{\varepsilon}_{0,5}} \right)^{k_d} \right], \quad (3)$$

где X_{DRX} – объемная доля динамически рекристаллизованных зерен, $\bar{\varepsilon}_{0,5}$ – интенсивность деформации при 50%-й рекристаллизации; β_d – коэффициент роста зародышей; k_d – кинетическая экспонента, учитывающая скорость образования зародышей (показатель Аврами) 0,693 и 1,22. Как следует из (3), процесс динамической рекристаллизации возникает при интенсивности деформации, превышающей критическое значение ε_c , которое вычисляется по формуле

$$\varepsilon_c = a_0 \bar{\varepsilon}_p, \quad (4)$$

при этом $\bar{\varepsilon}_p = a_1 d_0^{n-1} \bar{\varepsilon}^{m-1} \exp \left(\frac{Q_1}{RT} \right) + c_1$,

где a_0 – константа материала, которая зависит от тем-

пературы; $\bar{\varepsilon}_p$ – пиковая интенсивность деформации, при которой интенсивность напряжения достигает на диаграмме « $\sigma - \varepsilon$ » максимального значения [4]; d_0 – исходная величина зерна, мкм; $\bar{\varepsilon}_p$ – интенсивность скорости деформации, c^{-1} . В выражение (4), а также Q_{1-3} – энергия активации, кДж/моль; $a_{1-3}, n_{1-3}, m_{1-3}, h_{2,3}, c_{1-3}$ – коэффициенты, характеризующие свойства материала; T – абсолютная температура материала, К; $R = 8,31$ Дж/(моль К) – универсальная газовая постоянная.

Интенсивность деформации $\bar{\varepsilon}_{0,5}$ при 50%-й рекристаллизации в соотношении (3) рассчитывается по формуле [8]

$$\bar{\varepsilon}_{0,5} = a_2 d_0^{h_2} \bar{\varepsilon}^{n_2} \bar{\varepsilon}^{-m_2} \exp\left(\frac{Q_2}{RT}\right) + c_2. \quad (5)$$

Так как рекристаллизация – это процесс формирования структуры стали 09Г2С, то немаловажным является прогнозирование размера динамически рекристаллизованного зерна в процессе горячей прокатки, который определяется выражением

$$d_{DRX} = a_3 d_0^{h_3} \bar{\varepsilon}^{n_3} \bar{\varepsilon}^{-m_3} \exp\left(\frac{Q_3}{RT}\right) + c_3. \quad (6)$$

Следует учитывать, что средний размер динамически рекристаллизованных зерен зависит от начального размера зерна конкретного материала, интенсивности деформации и температуры. Выражение, определяющее окончательный средний размер зерен

$$d_{aver} = X_{DRX} d_{DRX} + (1 - X_{DRX}) d_0. \quad (7)$$

Параметры $Q_{1-3}, a_{1-3}, n_{1-3}, m_{1-3}, h_{2,3}, c_{1-3}$ для конкретного материала в уравнениях (5)-(7) можно найти в ограниченном количестве научной и справочной литературы. В настоящем исследовании параметры для моделирования эволюции микроструктуры стали 09Г2С взяты как из научной и справочной литературы, так и в библиотеке материалов инженерного программного комплекса Deform-2D/3D.

Таблица 2

Результаты моделирования эволюции микроструктуры стали 09Г2С при начальной температуре нагрева заготовки в печи 1220⁰С

$T_1, ^\circ\text{C}$	X_{DRX}	d_{DRX}	d_{aver}	ε_C	ε_P
1220	0,91	0,44	31,9	1,15	0,17

Таблица 3

Результаты моделирования эволюции микроструктуры стали 09Г2С при начальной температуре нагрева заготовки 1100⁰С

$T_2, ^\circ\text{C}$	X_{DRX}	d_{DRX}	d_{aver}	ε_C	ε_P
1100	0,95	1,22	405	1,63	0,22

Результаты моделирования эволюции микроструктуры стали 09Г2С при начальной температуре нагрева заготовки 820⁰С

$T_3, ^\circ\text{C}$	X_{DRX}	d_{DRX}	d_{aver}	ε_C	ε_P
820	0,97	7,19	72,4	2,43	3,0

При этом, чем выше скорость и начальная температура деформирования, тем интенсивнее происходит процесс динамической рекристаллизации: большей объем зерен вовлечен в этот процесс, что приводит к снижению усилия деформирования, необходимого для осуществления процесса пластической деформации металла (прокатки). Существенное изменение среднего размера зерна происходит при 900-820⁰С с наибольшей интенсивностью деформации и составляет $d_{aver} = 72,4$ мкм (при 820⁰С). Такая зеренная структура стали марки 09Г2С сформировалась за счет протекания процесса динамической рекристаллизации с долей рекристаллизованной части материала 0,97.

Таким образом, объемная доля динамически рекристаллизованных зерен увеличивается с уменьшением температуры начала формоизменяющей операции. Используя соотношения модифицированной модели Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова, рассмотрен процесс эволюции микроструктуры стали 09Г2С при термомеханическом воздействии в процессе динамической рекристаллизации. Определены ключевые характеристики зеренной структуры материала при горячей пластической деформации: средний размер рекристаллизованных зерен и их объемная доля. Оценка адекватности полученных данных остается актуальной, и в настоящий момент продолжается исследование по вышеописанной теме.

Моделирование фазовых и структурных превращений в программном обеспечении JMatPro

На следующем этапе исследований моделирование фазовых и структурных превращений проводили с помощью программного обеспечения JMatPro на базе Windows, которое адаптировано для выполнения расчетов многокомпонентных сплавов, используемых в промышленности (стали, алюминиевые, магниевые, жаропрочные никелевые, титановые и другие сплавы). Моделирование рассматриваемого материала выполнено при различной температуре, согласно протоколу реального технологического процесса в условиях стана горячей прокатки. Начальная температура нагрева заготовки в печи составляет 1220⁰С [19-21], температура начала прокатки 1100⁰С установлена, исходя из необходимости обеспечить пластические свойства металла для данных условий деформации, температура смотки составляет 820⁰С. Термокинетические расчеты возможных фаз при равновесной кристаллизации стали 09Г2С (в координатах «процент

фазы от температуры») производили в интервале значений температур от 1220 до 25°C с шагом 5°C.

На рис. 1 представлены результаты моделирования фазового состава стали 09Г2С при температурах 1220 и 820°C.

В результате моделирования установлено, что при температуре 1220°C сталь имеет аустенитную структуру с небольшим содержанием MnS (0,01%). В ходе прокатки стальная полоса охлаждается, что приводит к формированию двухфазной структуры вследствие диффузии углерода. При температуре смотки уже сформирована двухфазная структура, состоящая из феррита (62,46%), аустенита (37,53%) и MnS (0,01%).

Из литературных источников [19-21] известно, что температура начала кристаллизации исследуемой стали ниже температуры 1220°C. При этой температуре присутствует жидкая фаза, следовательно, температура конца кристаллизации ниже, чем 1220°C. Чем ниже температура превращения фаз, тем больше разность концентраций этих фаз.

При охлаждении ниже 723°C аустенит распадается на феррит и цементит. На рис. 2 показан фазовый состав стали 09Г2С при температурах 600 и 25°C.

Из полученных данных видно, что при температуре 600°C содержание феррита составляет 99,58%, а цементита всего 0,41% (MnS 0,01%). При дальнейшем охлаждении до комнатной температуры структура стали изменяется, уменьшается содержание феррита до 99,2% и увеличивается содержание цементита до 0,44% (остальное MnS). Как отмечено в работах [19-21], одновременно с этапами кристаллизации в интервале температур от 730 до 650°C в структуре начинают развиваться процессы, получившие название «явления предпревращения». Сущность этих явлений заключается в том, что между зернами постепенно происходит ослабление пограничных связей, сопровождающееся дальнейшим изменением дислокационного строения границ, их состава и толщины. В результате этого на границах зерен и внутри них возникают области, как бы подготовленные к началу фазового превращения (так называемые сгущения или флуктуации превращения) и имеющие менее напряженное состояние, чем сами зерна и их границы. Благодаря этому зерна становятся еще более активными, их температурная подвижность возрастает.

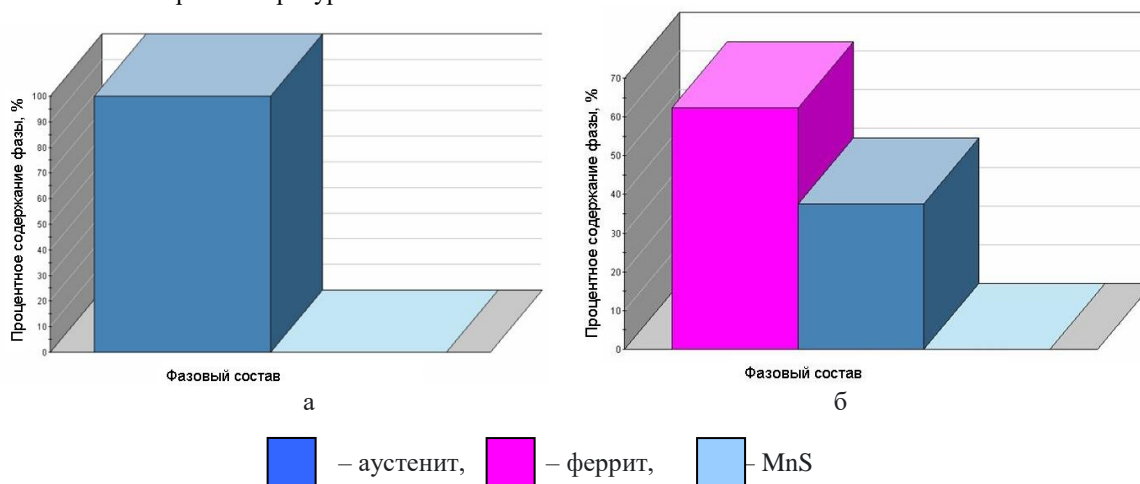


Рис. 1. Состав фаз стали 09Г2С при температуре горячей прокатки и смотки: а – 1220°C; б – 820°C

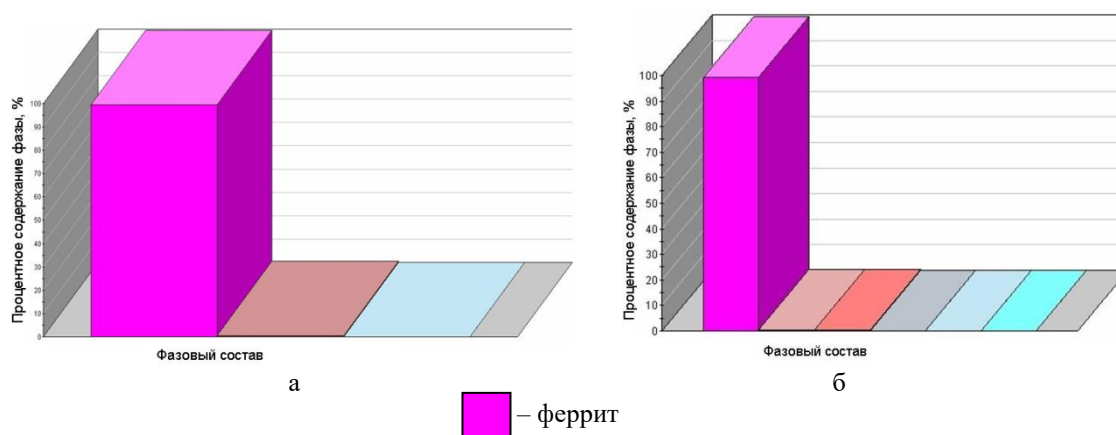


Рис. 2. Состав фаз стали 09Г2С при температуре 600°C (а) и 25°C (б)

На рис. 3 представлены результаты термокинетического расчета фазового состава стали 09Г2С.

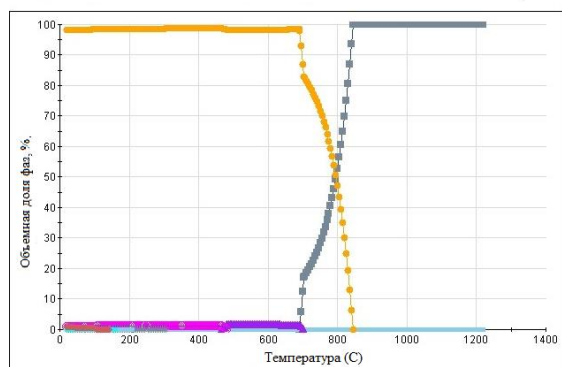


Рис. 3. Термокинетический расчет фазового состава стали 09Г2С в равновесном состоянии. Расшифровка фаз, обозначенных в программе JMatPro: аустенит – синий маркер; сульфиды марганца MnS – оранжевый маркер; феррит – розовый маркер; цементит – фиолетовый маркер; карбиды М7С3 – белый маркер; аустенит, обладающий гранцентрированной кубической кристаллической решеткой – голубой маркер; карбид М23С6 – бирюзовый маркер

Анализ термокинетических расчетов возможных фаз при равновесной кристаллизации сплава, показал результаты, представленные на рис. 3. По полученным данным установлено, что температура начала кристаллизации стали 09Г2С $T_L = 833^{\circ}\text{C}$ и температура конца рекристаллизации $T_S = 690^{\circ}\text{C}$. Полученные результаты согласуются с данными, представленными в работе [21].

Возможности программного обеспечения JMatPro позволяют строить термокинетические (ССТ) и изотермические (ТТТ) диаграммы исследуемых металлов. На рис. 4 представлены расчетные диаграммы

стали 09Г2С, которые построены с температуры ниже температуры аустенизации 894°C . При расчете в программе учитывается, что при данной температуре уже присутствует аустенитная фаза.

Таким образом, полученные данные позволили определить ключевые фазовые превращения в исследуемой стали, а также температуру и скорости распада аустенита на соответствующие структурные составляющие.

Заключение

Используя модель Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова, рассмотрены вопросы эволюции микроструктуры стали 09Г2С при термомеханическом воздействии, характерном для процесса горячей прокатки. Рассчитаны характеристики зеренной структуры сплава при данном виде горячей пластической деформации: средний размер рекристаллизованных зерен и их объемная доля. Данная физико-математическая модель эволюции структуры позволяет с высокой точностью прогнозировать структурные параметры металлических материалов, что позволяет их успешно интегрировать в современные вычислительные системы расчета промышленных процессов обработки металлов давлением. С этой точки зрения перспективным направлением исследования является использование различных компьютерных программ для определения параметров микроструктуры в процессе горячей пластической деформации и термической обработки. Полученные результаты компьютерного моделирования фазовых превращений стали 09Г2С с использованием программного обеспечения JMatPro с достаточной точностью представляют фазовый состав при различных температурах. Данное программное обеспечение позволяет минимизировать экспериментальные исследования, что связано со значительными материальными и трудовыми затратами.

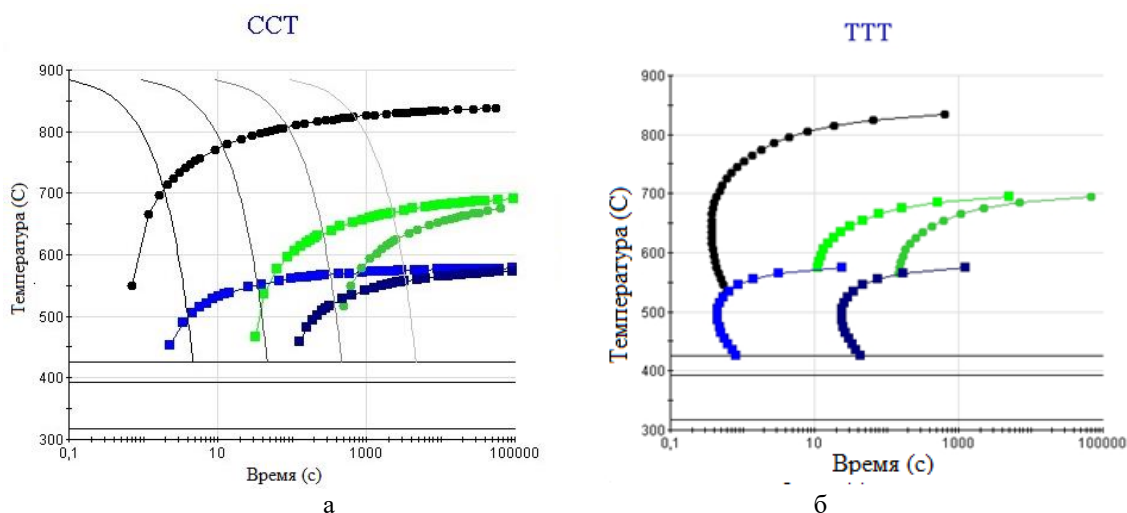


Рис. 4. Термокинетическая диаграмма распада аустенита (а) и диаграмма изотермических превращений (б) стали 09Г2С: чёрный маркер – феррит (0,1 %); салатовый маркер – перлит (0,1 %); зеленый маркер – перлит (99 %); голубой маркер – бейнит (0,1%); синий маркер – бейнит (99%)

Список источников

1. Saunders N., Li X., Miodownik A.P., J.-Ph. Schille. Computer modeling of materials properties // Thermotech Ltd., Surrey Technology Centre. The Surrey Research Park, Guildford GU2 7YG, U.K.
2. Роговой А.А., Салихова Н.К. Численное моделирование технологического процесса горячей обработки слитка давлением // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2022. № 3. С. 135–146.
3. Sellars C.M. The kinetics of softening process during hot working of austenite // Czech. Journal of Physics. 1985. Vol. 35. Pp. 239–248.
4. Nes E., Marthinsen K. Modelling the evolution in microstructure and properties during plastic deformation of f.c.c. – metals and alloys – An approach towards a unified model // Materials Science Engineering A. 2002. Vol. 322. Pp.176-193.
5. Лопатина Е.В., Полякова М.А., Воронин К.М. Клеточные автоматы как перспективный метод моделирования процессов обработки металлов давлением // Теория и технология металлургического производства. 2022. №4. С.37-42.
6. Огородникова О.М. О проблемах интеграции вычислительного материаловедения в цифровое машиностроение // Информационные технологии в проектировании и производстве. 2014. № 2 (154). С. 30–34.
7. Чурюмов А.Ю., Поздняков А.В. Моделирование эволюции микроструктуры металлических материалов в процессе горячей пластической деформации и термической обработки // Физика металлов и материаловедение. 2020. Т. 121. №11. С. 1162-1186.
8. Mecking H., Kocks U. F. Kinetics of flow and strain-hardening // Acta Metall. 1981. Vol. 29. Pp. 1865-1875.
9. Сидоров А. JMatPro – программный пакет для моделирования свойств сталей и сплавов // САПР и графика. 2015. №4. С. 66-68.
10. JMatPro. Practical software for material properties [Электронный ресурс]. URL: www.sentsoftware.co.uk (дата обращения 15 мая 2024 г.)
11. Федосеева Е.М., Ольшанская Т.В. Термокинетический расчет фазового состава сварных швов алюминевого сплава 1420 системы Al-Mg-Li. Ч. 1. Термокинетический расчет фазового состава сплава 1420 // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2020. Т. 22. № 4. С. 48-55.
12. Прогнозирование механических свойств прутков из титанового сплава ВТ6 с разным типом структуры / Егорова Ю.Б., Давыденко Л.В., Чибисова Е.В., Челпанов А.В. // Технология легких сплавов. 2022. №3. С. 30-40.
13. Выбор композиции нового жаропрочного титанового сплава с применением методов математического моделирования / Ночовная Н.А. Анташев В.Г., Ширяев А.А., Алексеев Е.Б. // Титан. 2015. № 1. С. 10–17.
14. Guo Z., Malinov S., Sha W. Modelling beta transus temperature of titanium alloys using artificial neural network // Computational Materials Science. 2005. Vol. 32. Iss. 1. Pp. 1–12.
15. in Y.C., Chen M.-S., Zhong J. Constitutive modeling for elevated temperature flow behavior of 42CrMo steel // Computational Materials Science. 2008. Vol. 42. Iss. 3. Pp. 470–477.
16. Johnson W.A., Mehl R.T. Reaction kinetics in processes of nucleation and growth // Trans AIME 1939. Vol. 185. Pp. 416–442.
17. Avrami M. Kinetics of phase change. II Transformation-time relations for random distribution of nuclei // Journal of Chemical Physics. 1940. Vol. 8. Pp. 212–224.
18. Kolmogorov A.N. On the Statistical Theory of Crystallization of Metals // Izv. Akad. Nauk SSSR, Ser. Mat. 1937. Vol. 3. Pp. 355–359.
19. Коновалов Ю.В., Остапенко А.Л., Пономарев В.И. Расчет параметров листовой прокатки. Справочник. М.: Металлургия, 1986. 430 с.
20. Королев А.А. Конструкция и расчет машин и механизмов прокатных станов. М.: Металлургия, 1985. 376 с.
21. Машины и агрегаты для производства и отделки проката / Целиков А.И., Полухин П.И., Гребеник В.М., Ф.К. Иванченко, М.А. Тылкин, В.И. Зюзин. М.: Металлургия, 1987. 480 с.
22. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 238 с.

Сведения об авторах

Лопатина Екатерина Витальевна – аспирант кафедры технологий обработки материалов, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: lopatina.yekaterina2016@yandex.ru

Полякова Марина Андреевна – доктор технических наук, доцент, профессор кафедры технологий обработки материалов, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: m.polyakova@magtu.ru.

MODELING OF PHASE COMPOSITION AND MICROSTRUCTURE CARBON STEEL 09G2S IN THE PROCESS OF HOT ROLLING

Lopatina Ekaterina V. – postgraduate student of the Department of Materials Processing Technologies, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: lopatina.yekaterina2016@yandex.ru

Polyakova Marina A. – doctor of technical sciences, associate professor, professor of Department of Materials Processing, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: m.polyakova@magtu.ru

Abstract. The development of modern computational methods and technologies makes it possible to perform high-precision calculations of complex processes, including metal forming processes. A relevant aspect is the use of approaches that describe with sufficient accuracy the structural transformations occurring in the metal. This is the basis for the use of modern numerical modeling methods and computer programs that allow one to calculate and predict the structural-phase composition of processed steels. The aim of this study is a comprehensive analysis of the deformation and thermal states of steel 09G2S in hot rolling temperatures of 1220°C, 1100°C and 820°C. The results of numerical modeling of the microstructure evolution of steel 09G2S based on the Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov model during hot plastic deformation are presented. The average size of recrystallized grains and their volume fraction in the process of dynamic recrystallization were calculated. The possibility to use JMatPro software for modeling the evolution of microstructure is shown.

The results of the thermokinetic calculation of steel 09G2S phase composition in an equilibrium state are presented, both thermokinetic and isothermal diagrams are constructed. The results obtained can be used to design technological processes for the manufacturing of products for different purposes, based on various types of thermal deformation effects.

Keywords: hot rolling, microstructure, modeling, JMatPro, Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov model

Ссылка на статью:

Лопатина Е.В., Полякова М.А. Моделирование фазового состава и микроструктуры углеродистой стали 09Г2С в процессе горячей прокатки // Теория и технология металлургического производства. 2024. №2(49). С. 33-39.
Lopatina E.V., Polyakova M.A. Modeling of phase composition and microstructure carbon steel 09G2S in the process of hot rolling. *Teoria i tehnologija metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2024, vol. 49, no. 2, pp. 33-39.