

УДК (UDC) 004.021

ОСОБЕННОСТИ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ
СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ НА ОСНОВЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ
СЕРИИ ДИАГРАММ АНИЗОТЕРМИЧЕСКОГО РАСПАДА АУСТЕНИТАPECULIARITIES OF COMPUTER SIMULATION OF STRUCTURE FORMATION
BASED ON THE USE OF A SERIES OF AUSTENITE
ANISOTHERMAL DECAY DIAGRAMSНеклюдов А.Н., Григорьев П.А., Трошко И.В.
Neklyudov A.N., Grigoriev P.A., Troshko I.V.Российский университет транспорта (Москва, Россия)
Russian University of Transport (Moscow, Russian Federation)

Аннотация. Для определения микроструктуры и свойств металла сварных соединений необходимо рассмотреть процессы, связанные с превращением аустенита. С этой целью в работе рассматривается методика компьютерного моделирования структурных превращений с использованием трех видов диаграмм анизотермического распада аустенита. Моделирование выполнено на примере колесной стали марки 2. Для подтверждения применимости предлагаемого решения проведено компьютерное моделирование наплавки гребня железнодорожного колеса грузового вагона. В результате проведенных исследований установлено, что с использованием методов компьютерного моделирования возможно качественно оценить структурные превращения, происходящие при воздействии точечных источников теплоты. На основании полученных результатов возможна предварительная оценка предлагаемых решений.

Ключевые слова: колесо вагона, распад аустенита, феррит, мартенсит.

Дата принятия к публикации: 12.12.2022
Дата публикации: 10.03.2023

Сведения об авторах:

Неклюдов Алексей Николаевич – кандидат технических наук, доцент, заведующий кафедрой «Наземные транспортно-технологические средства», ФГБОУ ВО «Российский университет транспорта», e-mail: alexis_skin@mail.ru.

Григорьев Павел Александрович – кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры «Наземные транспортно-технологические средства», ФГБОУ ВО «Российский университет транспорта», e-mail: grigorievpavel1996@yandex.ru.

Трошко Илья Васильевич – кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры, кафедра «Наземные транспортно-технологические средства», ФГБОУ ВО «Российский университет транспорта», e-mail: troshko_iv@mail.ru.

Abstract. For the determination of the microstructure and properties of the metal of welded joints, it is necessary to consider the processes associated with the transformation of austenite. To this end, the paper considers a technique for computer modeling of structural transformations using a series of diagrams of anisothermal decay of austenite on the example of a grade 2 wheel steel. To confirm the applicability of the proposed solution, computer modeling of the process of surfacing the ridge of a railway timber of a freight car was carried out. Because of the conducted research, it was found that using computer modeling methods it is possible to qualitatively assess the structural transformations that occur when exposed to concentrated heat sources. Based on the results obtained, a preliminary assessment of the rationality of the proposed solutions for surfacing and welding is possible.

Keywords: wagon wheel, austenite decomposition, ferrite, martensite.

Date of acceptance for publication: 12.12.2022
Date of publication: 10.03.2023

Authors' information:

Alexey N. Neklyudov – Candidate of technical sciences, Assistant Professor, Head of the Department «Ground transportation and techno-logical means» at Russian University of Transport, e-mail: alexis_skin@mail.ru.

Pavel A. Grigoriev – Candidate of technical sciences, Associate professor of the Department «Ground transportation and technological means» at Russian University of Transport, e-mail: grigorievpavel1996@yandex.ru.

Ilya V. Troshko – Candidate of technical sciences, docent, Associate professor of the Department «Ground transportation and technological means» at Russian University of Transport, e-mail: troshko_iv@mail.ru.

1. Введение

Свойства сталей (механические, эксплуатационные, технологические) определяются их внутренней структурой. То же самое верно и для сварных швов. Структура сталей является гетерофазной структурой, включающей различные компоненты [1].

При этом структура не является неизменной. В частности, изменение температуры (нагрев или охлаждение) даже при воздействии точечных источников тепла приводит к ее изменению. При этом в стали происходят структурно-фазовые превращения, что затем приводит к возникновению градиента механических напряжений. Поэтому для оценки прочности сварной конструкции необходимо учитывать особенности процесса структурно-фазовых превращений. Целенаправленное достижение требуемой структуры, следовательно, и свойств материала конструкции и сварных швов возможно только на основе изучения закономерностей указанных процессов [2-5].

При сварке или наплавке в сварном шве и околошовной зоне протекает ряд взаимосвязанных фазовых и структурных превращений первого рода [6, 7]. Под фазовыми превращениями понимаются процессы образования в структуре стали новых фаз. Новые фазы отличаются другим атомно-кристаллическим строением и составом. Они также имеют четкие межфазные границы.

В ходе структурных превращений второго рода изменяется кристаллическая решетка, в частности, перераспределяются ее дефекты, перераспределяются примеси и добавки (легирующие добавки, нано-добавки), возникают ликвации.

Указанные структурные и фазовые превращения при сварке протекают в неравновесных условиях. Эти условия характеризуются параметрами сварочного термомеханического цикла, характеризующегося быстрым локальным нагревом и охлаждением. Эти процессы протекают на фоне возникновения сварочных напряжений и деформаций. После охлаждения в конструкции возникают остаточные напряжения. Характер и интенсивность указанных процессов зависят от

состава стали, максимальных температур сварки, скорости сварочного процесса.

Во время охлаждения формируется окончательная структура, следовательно, и определяются окончательные свойства металла сварного шва и околошовной зоны. Следует отметить, что основное влияние на свойства оказывают процессы превращения аустенита.

2. Задача исследования

Аустенитная фаза в материале сварочного шва и околошовной зоне может превращаться в феррито-перлит, бейнит и мартенсит (игольчатый тростит). Реализация конкретного превращения зависит от состава сплава, параметров сварочного цикла, скорости нагрева и охлаждения (в диапазоне температурных воздействий, лежащих в пределах от 800 °С до 700 °С).

При исследовании и моделировании превращений используются следующие параметры для интервала температур при охлаждении от 800 °С до 700 °С, приведенные в работе [8]:

- (w_{M_1}) – скорость охлаждения материала при которой формируется 5% мартенсита;
- (w_{M_2}) – скорость охлаждения материала при которой формируется 90% мартенсита;
- ($w_{ф.п.1}$) – скорость охлаждения материала при которой образуется 5% феррита и перлита;
- ($w_{ф.п.2}$) – скорость охлаждения материала при которой образуется 100% феррита и перлита [8].

При относительно малых скоростях охлаждения ($w_{7/8} < w_{ф.п.1}$) происходит превращение диффузионного типа. Оно начинается при некотором переохлаждении ниже точки A_{c3} , когда происходит диффузионный отвод углерода во внутренние части аустенитного зерна. Образующийся феррит содержит не более 0,02% углерода, а его твердость по Бриннелю лежит в диапазоне от 80 до 100 кг/мм².

Важнейшим параметром перлитной структуры является окончательный размер

перлитных зерен (колоний). Чем ниже температура протекания фазовых превращений и меньше размер зерен аустенита, тем меньше будет окончательный размер зерен перлита, что приведет к повышению механических свойств материала.

При высоких скоростях превращения происходит мартенситное превращение. Если $w_{7/8} > w_{M_2}$ происходит полное превращение, в противном случае – частичное.

Механические и технологические свойства материала определяется типом мартенсита. Например, холодные трещины в околошовной зоне чаще возникают при наличии пластического мартенсита, так как в вершинах двониковых пластин отмечается повышенный уровень механических напряжений. Пакетный мартенсит более предпочтителен с точки зрения образования трещин.

Бейнитное превращение при диапазонах температур $w_{M_1} \dots w_{M_2}$ сочетает в себе элементы перлитного и мартенситного превращений, потому называется промежуточным. Особенностью такого превращения является предварительное диффузионное перераспределение углерода в аустените, что приводит к неравномерному распределению углерода в микроструктуре сплава.

Следует отметить, что если охлаждение происходит непрерывно, то, как правило, и одно аустенитное превращение не происходит полностью. Одно незавершенное превращение перетекает в другое. Ситуация осложняется при неравномерном чередовании процессов нагрева и охлаждения, при нелинейных законах изменения температуры.

Компьютерное моделирование при решении тепловых задач может обеспечивать возможность уточнения оценки структурного и теплового состояния системы в соответствии с временными интервалами в случае нестационарной нелинейной постановки, которая предполагает учет кинетических параметров механических и теплофизических свойств в каждой точке исследуемого непрерывного пространства на основе тепловой картины объекта в заданный момент времени. В данном случае рациональным является применение банка данных свойств исследуемого материала в конкретном темпера-

турном интервале. Однако, как было указано выше, вариативность параметров тепловых процессов в сталях часто является стимулирующим фактором формирования структурных и фазовых превращений в соответствии со стадиями повышения и понижения температур, что обусловлено реструктуризацией кристаллической решетки и протеканием диффузионных процессов. В ряде ранее проведенных научных исследований показано, что отдельные части конкретной марки стали (фазовые и структурные) могут обладать различными механическими и физическими характеристиками. Усреднение значений свойств материалов при компьютерном моделировании без учета кинетических особенностей процесса является причиной получения усредненных результатов моделирования, которые не соответствуют реальным процессам, протекающим в исследуемом материале [9, 10].

Результативность процесса анализа структурных и фазовых преобразований в материале на разных стадиях повышения и понижения температур обусловлена некоторыми проблемными факторами. Первый фактор характеризуется необходимостью учета процессов получения аустенита из исходных фаз на этапе нагрева. При этом на этапе охлаждения после наплавки следует применять диаграммы распада аустенитной фазы, с помощью которых возможно оценить кинетические параметры состава сплава при изменении скорости снижения температуры в интервале от 800 до 700 °С. Другой фактор проявляется в виде большой разницы между значениями минимальной и максимальной температуры, в образовании зон в металле с высоким градиентом температур, где действуют точечные источники тепла. Для учета этих особенностей необходимо применять несколько диаграмм анизотермического распада аустенита, построенных для разных исходных температур охлаждения.

Предложенная методика имитационного моделирования структурных превращений при наплавке колесной стали базируется на использовании серии диаграмм для рассматриваемого материала, построенных для максимальных температур в околошовной зоне от 900 до 1350 °С, то есть во всем диапазоне

температур, в котором существует аустенитная фаза.

3. Разработанные методы исследования

При рассмотрении диаграмм распада аустенита, содержащегося в колесной стали марки 2, можно сделать вывод о том, что в случае низкой скорости охлаждения распад аустенитной фазы на феррито-перлитные смеси начинается при приближении температуры к 700°C. Данное обстоятельство затрудняет применение диаграмм, разработанных для скоростей снижения температуры в критическом диапазоне от 600 до 500 °C, в рамках компьютерного моделирования, в частности, при значениях температур, приближенных к значениям, соответствующим распаду аустенита на феррито-перлитные смеси в случае протекания процессов при малых скоростях охлаждения.

Компьютерное моделирование фазовых превращений аустенита при наплавке колес вагонов возможно при наличии комплекса диаграмм анизотермического распада аустенита, соответствующих разным максимальным температурам.

Предлагаемая методика позволяет анализировать кинетические параметры структурных и фазовых превращений в рамках всего температурного интервала в зоне термического влияния применительно к наплавке гребней железнодорожных колес грузовых вагонов.

Для решения задач в рамках создания предлагаемой методики разработана совмещенная диаграмма анизотермического распада аустенита. Данная диаграмма задействует координатную систему «температура – скорость охлаждения» применительно к диапазону температур от 800 до 700°C. Указанный диапазон соответствует наименьшей устойчивости аустенита при начальных значениях температур охлаждения 900, 1100 и 1350 °C (рис. 1).

В ходе исследования была разработана методика компьютерного моделирования со-

става сплава с использованием трех типов рассмотренных диаграмм. В ее основе лежит оценка текущего положения точки, соответствующей текущим условиям, в пространстве координат диаграммы анизотермического преобразования аустенита в координатах температура - скорость охлаждения.

На диаграммах можно выделить ряд характерных областей, которые полностью определяют структурный состав материала в зависимости от скорости охлаждения:

- область №1 – образование феррито-перлитных смесей;
- область №2 – образование феррито-перлитной смеси и бейнитных структур;
- область №3 – образование феррито-перлитных, бейнитных и мартенситных структур;
- область №4 – образование бейнитной и мартенситной структур;
- область №5 – образование мартенситной структуры.

С использованием диаграмм определяется область существования структурных фаз, получаемых в процессе охлаждения. Эта информация используется в ходе численного конечноэлементного теплового расчета.

Точки на линиях диаграммы (рис. 1) определяют температуру начала и конца фазового превращения, а также содержание структурной составляющей (в процентах) на момент завершения превращения (полного или не полного).

Если расчетная точка попадает в область существования смеси фаз, то состав каждой составляющей определяется в зависимости от процентного содержания отдельных компонентов на линиях окончания превращения с учетом текущей температуры [1].

На примере рис. 2 рассмотрим методику моделирования процесса структурных превращений в металле. В частности, линия № 5 расположена в области № 2. Таким образом, на момент окончания превращения (распада) аустенитной фазы могут существовать два компонента – феррито-перлитная фаза (ФП) и бейнитная фаза (Б). Диаграмма (рис. 2) построена для начальной температуры 900 °C [1].

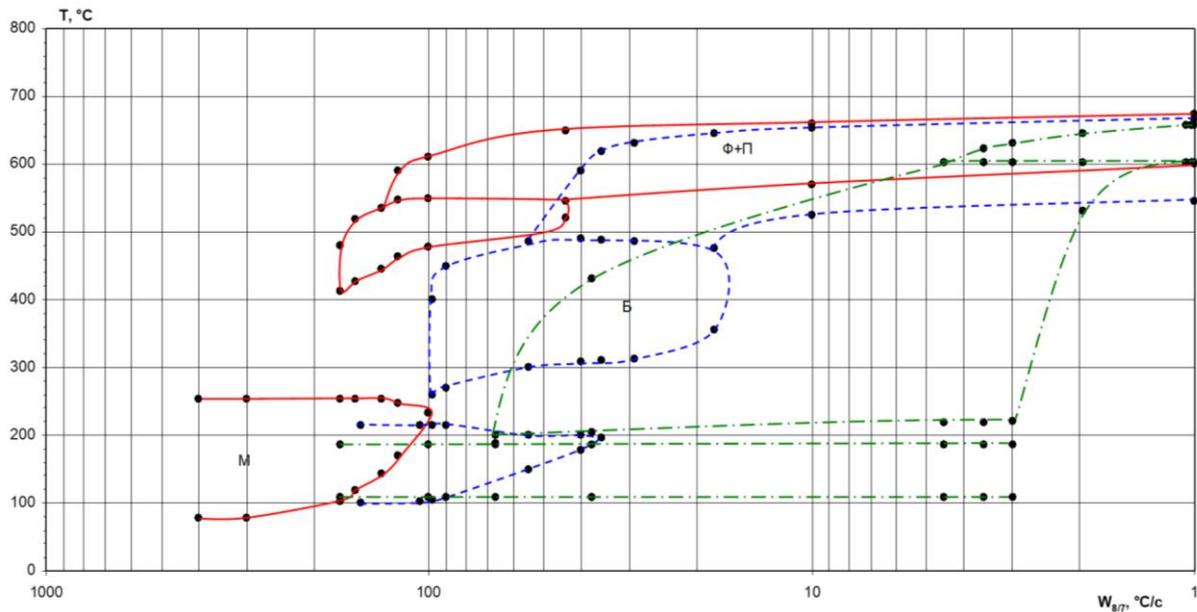


Рис. 1. Совмещенная диаграмма анизотермического распада аустенита для различных максимальных температурах для колесной стали марки 2 (сплошные линии – охлаждение с 900°C, пунктирные линии – охлаждение с 1100°C, штрихпунктирные линии – охлаждение с 1350°C) [1]

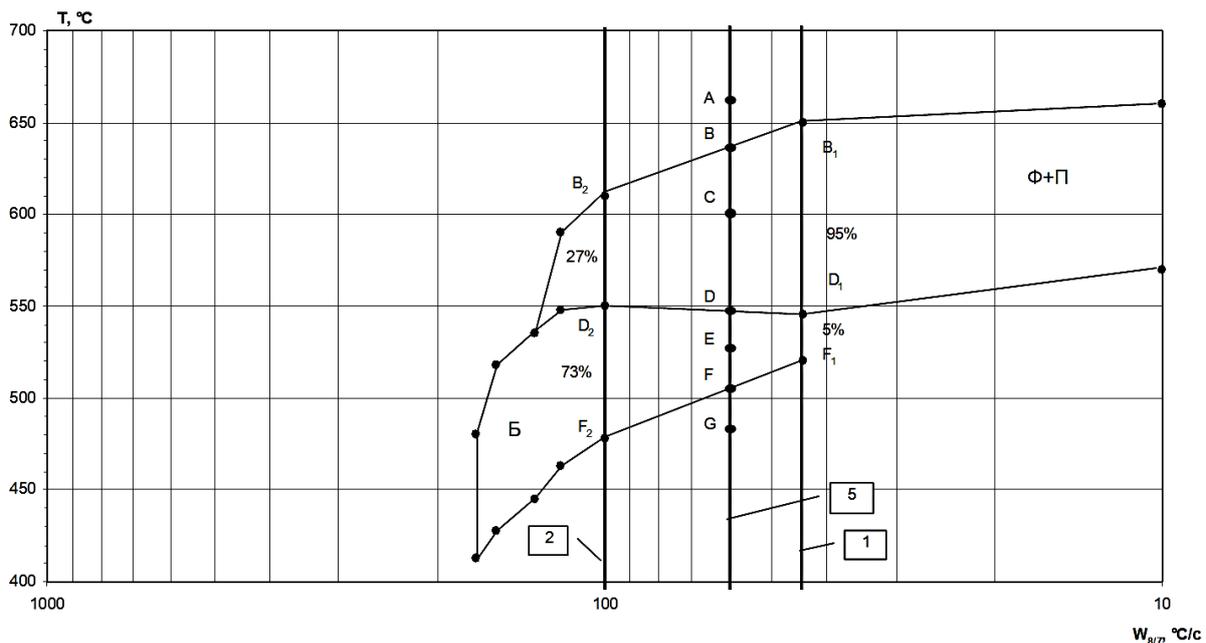


Рис. 2. Диаграмма распада аустенита (фрагмент) с началом охлаждения стали с температуры 900°C [1]

Анализ структурного состава колесной стали выполнялся для линии А-В-С-D-E-F-G. Было принято следующее допущение – линии между точками В₁ и В₂, D₁ и D₂, F₁ и F₂ являются прямыми. Эти линии определяют начало и окончание структурных превращений в материале.

В точке А содержание аустенитной фазы равно 100%. Превращение заканчивается в

точке G. В точке В₂ начинается превращение аустенита в феррито-перлит, если скорость охлаждения равна 100 °C/c. В точке D₂ аустенит полностью превращается в феррито-перлит (его содержание составляет 27 %) и при той же скорости охлаждения начинается переход оставшегося аустенита (73 %) в бейнит. В точке F₂ заканчивается полный переход аустенита в бейнит.

В точке V_1 начинается переход аустенита в феррито-перлит, если скорость охлаждения равна $44\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$. В D_1 точке этот переход завершается. Содержание феррито-перлита в этой точке достигает 95%. В точке F_1 завершается переход аустенита в бейнит.

На основе указанных параметров выполняется моделирование распада аустенита при скорости охлаждения $60\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$.

При охлаждении металла от точки В до точки D начинается процесс превращения аустенитной фазы в феррито-перлит. Скорость структурных превращений считается постоянной в пределах участка охлаждения BD. При охлаждении металла до температуры точки D и ниже начинается распад оставшегося аустенита с образованием бейнита. Это превращение заканчивается в точке F.

4. Результаты и их анализ

Влияние серий диаграмм распада аустенита выполнялось с использованием методов компьютерного моделирования. В качестве конкретного объекта исследования выбран технологический процесс наплавки гребня железнодорожного колеса грузового вагона. Основные параметры задачи: толщина обода колеса – 50 мм, толщина гребня колеса – 20 мм, температура подогрева колеса перед наплавкой металла – 180°C .

Численное моделирование выполнено для всех указанных вариантов диаграмм. В том числе использовались следующие диаграммы: совмещенная диаграмма, диаграмма с максимальной температурой 1100°C , диаграмма с максимальной температурой

1350°C . Результаты компьютерного моделирования сведены в табл. 1. Кроме того, на рис. 3...5 показано изменение процентного содержания аустенита в зависимости от расстояния от поверхности наплавки и различных диаграмм при различном расстоянии от поверхности наплавки.

Результаты компьютерного моделирования показали, что применение только одной из видов диаграмм показывает точное распределение структурных составляющих только в той зоне колеса, где достигается температура, равная T_{\max} той диаграммы, которая используется в расчете.

Установлено, что если глубина наплавки δ равна 3 мм, то результаты моделирования достоверны при использовании диаграммы с $T_{\max}=1350\text{ }^\circ\text{C}$, либо всех трех диаграмм. Использование диаграммы с $T_{\max}=1100\text{ }^\circ\text{C}$ приводит к завышению содержания фаз.

При увеличении глубины до 4 мм следует использовать диаграмму с $T_{\max}=1100\text{ }^\circ\text{C}$, так как использование других диаграмм также приводит к завышению значений.

Таблица 1
 Значения структурных составляющих по результатам проведенного компьютерного моделирования

h, мм	Совмещенная диаграмма			$T_{\max}=1100^\circ\text{C}$			$T_{\max}=1350^\circ\text{C}$		
	А	ФП	Б	А	ФП	Б	А	ФП	Б
3	61	0	39	6	32	62	60	0	39
4	5	33	62	5	32	62	60	0	40
5	0	100	0	0	47	53	53	0	47
6	0	100	0	0	100	0	0	100	0

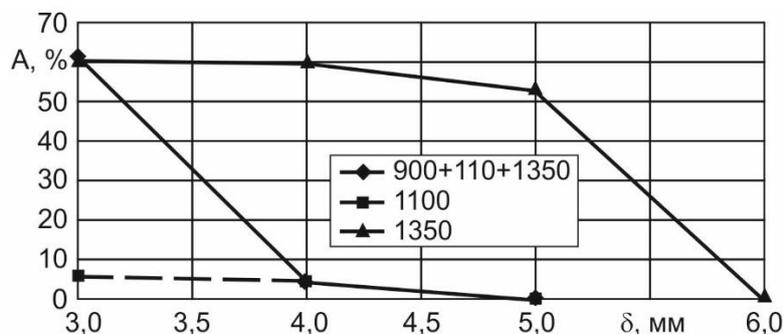


Рис. 3. Изменение содержания аустенитной фазы в зависимости от глубины δ (расстояния от поверхности наплавки) и различных типов диаграмм [1]

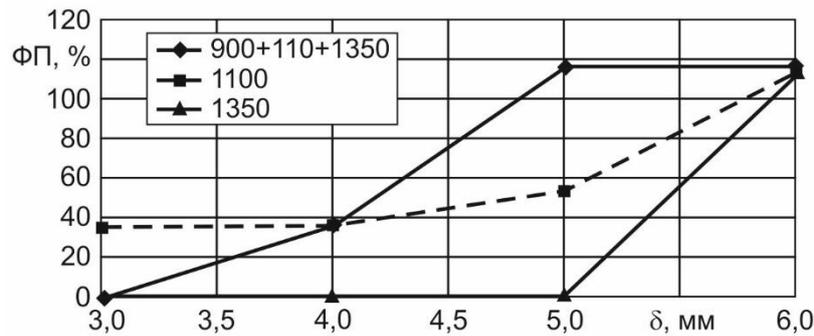


Рис. 4. Изменение процентного содержания феррито-перлитной фазы в зависимости от глубины δ (расстояния от поверхности наплавки) и различных типов диаграмм [1]

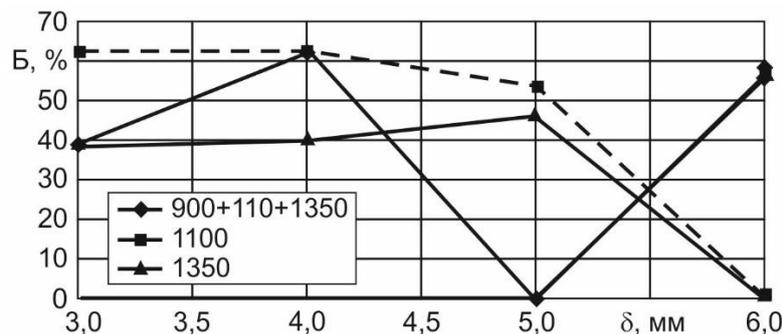


Рис. 5. Изменение процентного содержания бейнитной фазы в зависимости от глубины δ (расстояния от поверхности наплавки) и различных типов диаграмм [1]

4. Заключение

Таким образом, в ходе моделирования следует применять совместно все три представленные диаграммы для анализа структурного состава металла при наплавке с различными температурами нагрева. При использовании данной методики мы получаем по итогам компьютерного моделирования температурное распределение, близкое к реальному по качественным и количественным показателям. Это подтверждают результаты проведенного научного исследования.

Список литературы

1. Неклюдов А.Н. Оценка кинетики тепловых процессов и структурообразования при восстановлении наплавкой колес вагонов с разной степенью их изношенности: Дис... к-та техн. наук. М., 2004. 280 с.
2. Киселев А.С. Разработка методов анализа и проектирования сварочной технологии на основе компьютерного моделирования термо-деформированного и структурного состояния сварных конструкций: Дис... д-ра техн. наук. М., 2000.

Разработанная научно-обоснованная методика, представленная в работе, может применяться для эффективного исследования структурных превращений фаз в наплавляемом и околошовном материале, а также для комплексного исследования процессов распада аустенита с учетом незавершенности структурных превращений при нагреве и охлаждении. Полученные решения позволяют более качественно оценить структурные превращения, происходящие при воздействии точечных источников теплоты.

References

1. Neklyudov A.N. *Otsenka kinetiki teplovykh protsessov i strukturoobrazovaniya pri vosstanovlenii naplavkoy kolos vagonov s raznoy stepen'yu ikh iznoshennosti* [Assessment of the kinetics of thermal processes and structure formation during the restoration of the surfacing of wagon wheels with varying degrees of wear] Dis... k-ta tekhn. nauk. Moscow, 2004. 280 p. (In Russian)
2. Kiselev A.S. *Razrabotka metodov*

345 с.

3. Макаров Э.Л., Коновалов А.В. Система компьютерного анализа свариваемости и технологии сварки легированных сталей // Сварочное производство. 1995. № 3. С. 6-9.

4. Leung C., Pick R. Finite element analysis of multipass welds // Welding Research Council Bulletin Series. 1990. № 356. P. 11-33.

5. Эфименко Л.А. Кинетические особенности структурообразования в толстолистовых конструкционных сталях при сварке и их влияние на сопротивление разрушению: Автореф. дис... д-ра техн. наук. СПб., 1992. 32 с.

6. Ефимов, Р.А. Оценка тепловых нагрузений цельнокатаного колеса вагона при торможении: Автореф. дис... канд. техн. наук. М., 2017. 22 с.

7. Патент № 2353672 С1 Российская Федерация, МПК C21D 9/34. Способ термического упрочнения железнодорожных колес: № 2007135856/02: заявл. 28.09.2007: опубл. 27.04.2009. С.Н. Киселев, А.В. Саврухин, А. Н. Неклюдов и др.

8. Теория сварочных процессов / под ред. В.В. Фролова. М.: Высш. шк., 1988. 559 с.

9. Евсеев Д.Г., Саврухин А.В., Неклюдов А.Н.. Анализ влияния интенсивности охлаждения при объемно-поверхностной закалке на формирование закалочных структур в стали 20ГЛ // Металловедение и термическая обработка металлов 2017. № 9(747). С. 45-49.

10. Kiselev S.N., Voronin N.N., Kuzmina G.D. Examination of thermal processes and structure formation in twin-arc servicing of wagon wheels using computer modeling // Welding International. 2000. Vol. 14. 8. P. 642-647.

analiza i proektirovaniya svarochnoj tekhnologii na osnove komp'yuternogo modelirovaniya termo-deformirovannogo i strukturnogo sostoyaniya svarnyh konstrukcij [Development of methods for analysis and design of welding technology based on computer modeling of thermo-deformed and structural state of welded structures]: Dis... d-ra tekhn. nauk. Moscow, 2000. 345 p. (In Russian)

3. Makarov E.L., Konovalov A.V. *Sistema kompyuternogo analiza svarivaemosti i tekhnologii svarki legirovannyh stalej* [Computer analysis system of weldability and welding technology of alloy steels]. *Svarochnoe proizvodstvo*, 1995, No. 3, pp. 6-9. (In Russian)

4. Leung C., Pick R. Finite element analysis of multipass welds. *Welding Research Council Bulletin Series*, 1990, No. 356, pp. 11-33.

5. Efimenko L.A. *Kineticheskie osobennosti strukturoobrazovaniya v tolstolistovyh konstrukcionnyh stalyah pri svarke i ih vliyanie na soprotivlenie razrusheniyu* [Kinetic features of structure formation in thick-sheet structural steels during welding and their effect on fracture resistance] Avtoref. dis... d-ra tekhn. nauk. SPb., 1992. 32 p. (In Russian)

6. Efimov, R.A. *Ocenka teplovyh nagruzhenij celnokatanogo kola vagona pri tormozhenii* [Assessment of thermal loads of a solid-rolled wagon wheel during braking]: Avtoref. dis... kand. tekhn. nauk. M., 2017. 22 p. (In Russian)

7. Patent № 2353672 C1 Rossijskaya Federaciya, MPK C21D 9/34. *Sposob termicheskogo uprochneniya zheleznodorozhnyh koles* [Method of thermal hardening of railway wheels]: № 2007135856/02: заявл. 28.09.2007: опубл. 27.04.2009. S.N. Kiselev, A.V. Savruhin, A. N. Neklyudov i dr. (In Russian)

8. *Teoriya svarochnyh processov* [Theory of welding processes]. Pod red. V.V. Frolova. M.: Vyssh. shk., 1988. 559 p. (In Russian)

9. Evseev D.G., A.V. Savruhin, A.N. Neklyudov. Analysis of the effect of the cooling intensity during volume-surface quenching on the formation of quenching structures in 20GL steel. *Metallovedenie i*

