

М.Ф.Евсюков, А.А.Бровко

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ

Целью исследования являлось комплексное изучение изменения значений коэффициента линейного расширения (ТКЛР) при нагреве и при охлаждении в высокопрочных чугунах и белых износостойких чугунах в интервале температур $20^0 \dots 1000^0\text{C}$, оценка влияния структурных составляющих на значения коэффициента линейного расширения в процессе охлаждения реальных изделий. Впервые приведены систематические данные по средним и истинным значениям ТКЛР (α) как при нагреве, так и при охлаждении в интервале температур от 20^0C до 1000^0C .

тепловой коэффициент линейного расширения, высокопрочный чугун, белый износостойкий чугун, температура, нагрев, охлаждение

Современное состояние вопроса. Для инженерных расчетов применяются как средние, так и истинные значения температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) в процессе нагрева. В частности, для подсчета напряжений, возникающих в металле при изменении его температуры, необходимо использовать истинные коэффициенты расширения, а для подсчета изменения размеров изделия вследствие термического расширения удобно использовать средние значения α . [1]. Коэффициент линейного расширения зависит от исходной структуры, характера легирования и термической обработки, а также от пластической деформации в холодном состоянии. В отсутствии структурных превращений в сталях и чугунах с перлитной структурой α с повышением температуры монотонно расширяется в процессе нагрева до критической температуры A_{c1} [2]. Если же в процессе нагрева сплава происходят структурные изменения (фазовые превращения, процессы отпуска и рекристаллизации), то монотонное расширение нарушается [3].

Коэффициент линейного расширения сплава зависит не только от сплава на основе которого он изготовлен, но и от легирующих элементов, входящих в состав сплава. Изменение ТКЛР сплава под воздействием термической обработки зависит в большей степени от его состава. Так, например, с увеличением содержания углерода в стали интенсивность влияния термической обработки на ТКЛР значительно возрастает за счет образования мартенситных структур. [4]. Начиная с содержания 0,3%С в стали это изменение становится заметным, а в стали У8 с перлитной структурой в зависимости от термической обработки при высоких температурах α может изменяться в 2 раза. Влияние же термической обработки на изменение α перлитных и мартенситных сталей становится заметным даже при содержании углерода меньшем, чем 0,2%. Сплавы, принадлежащие к одному и тому же классу и находящиеся примерно в одинаковом структурном состоянии, несмотря на значительные различия в их составе,

имеют α , достаточно близкие по значению. Коэффициенты линейного расширения большого количества конструкционных сталей в малой степени зависят от различных режимов термической обработки, применяемых на практике. Так, значения α углеродистых сталей после отжига и нормализации практически одинаковые. На основании этого результаты обобщены в математические зависимости α от температуры для отдельных классов сплавов, которые достаточно точны для проведения инженерных расчетов для сталей в интервале температур $20^0 - 700^0\text{C}$.

Целью исследования являлось комплексное изучение изменения значений коэффициента линейного расширения при нагреве и при охлаждении в высокопрочных чугунах и белых износостойких чугунах в интервале температур $20^0 \dots 1000^0\text{C}$, оценка влияния структурных составляющих на значения коэффициента линейного расширения в процессе охлаждения реальных изделий.

Постановка задачи. Наибольший интерес для исследования представляют чугуны, содержащие структурно свободный первичный цементит или графит, резко отличающиеся по значениям α от основы сплава как при комнатной, так и при повышенных температурах. Так, графит в зависимости от кристаллографического направления имеет α в пределах $0,8 \dots 8,0 \cdot 10^{-6}/\text{град}$, а цементит в интервале температур $20^0 - 100^0\text{C}$ равен $6,0 \dots 8,5 \cdot 10^{-6}/\text{град}$ [5]. Истинный α для аустенита равен $17 \dots 24 \cdot 10^{-6}/\text{град}$, для феррита – $12 \dots 12,5 \cdot 10^{-6}/\text{град}$ и для перлита – $10 \dots 11 \cdot 10^{-6}/\text{град}$ [6]. Однако, какие либо систематические сведения о значениях истинного коэффициента линейного расширения, определяемые в процессе охлаждения, в литературе практически отсутствуют [1,7,8].

В связи с этим выполнена работа по комплексному изучению коэффициента линейного расширения как при нагреве, так и при охлаждении в высокопрочных чугунах и белых износостойких чугунах в интервале температур $20^0 \dots 1000^0\text{C}$ с оценкой влияния структурных составляющих на значения среднего и, особенно, истинного коэффициента линейного расширения в процессе охлаждения, реализуемого в процессе охлаждения реальных изделий.

Материал и методика исследования. Исследования проводили на широко распространенных материалах, таких как высокопрочный серый чугун и белый износостойкий хромистый чугун. Высокопрочный чугун имеет следующий состав: 3,18%С, 2,18%Si, 0,33%Mn, 0,13%P, 0,02%S, 0,18%Cr, 0,68%Ni, и 0,24%Cu. Белый чугун имеет следующий химический состав: 2,72%С, 0,98%Si, 0,9%Mn, 0,05%P, 0,02%S, 16,4%Cr, 1,33%Ni, 1,21%Mo, 0,33%V, 0,35%W, 0,32%Cu.

При определении коэффициента линейного расширения исследуемые образцы $3,5 \times 3,5 \times 30$ мм нагревались в dilatометре МД-83 со средней скоростью $300^0\text{C}/\text{час}$ в интервале температур от 20^0 до 1000^0C . При определении α в процессе охлаждения образцы предварительно нагревались до 1000^0C , выдерживались в течение 10 мин, после этого охлаждались по

программе со средней скоростью $500^{\circ}\text{C}/\text{час}$ до 200°C . В процессе нагрева и охлаждения расширение регистрировалось на двухкоординатном потенциометре ПДП4–02. По дилатограммам определили α как среднее значение в температурном интервале $20^{\circ} \dots t^{\circ}\text{C}$, а истинные значения α определяли в температурном интервале 100°C как при нагреве, так и при охлаждении. Строение продуктов распада изучали на микроскопе НЕОФОТ–2 микроструктурным методом на дилатометрических образцах, протравленных в 4% нитале.

Результаты исследования. Приведены средние и истинные коэффициенты линейного расширения высокопрочного (табл.1) и хромистого (табл.2) чугуна при нагреве и охлаждении в интервале температур от 20°C до 1000°C ($\alpha \cdot 10^{-6}$ 1/град).

Таблица.1. Средние и истинные коэффициенты линейного расширения высокопрочного чугуна при нагреве и охлаждении.

Нагрев ($^{\circ}\text{C}$) – среднее, α	Нагрев ($^{\circ}\text{C}$) – истинное, α	Охлаждение ($^{\circ}\text{C}$) – истинное, α
50 – 100 – 10,3	50 – 100 – 10,3	1000 – 900 – –22,0
50 – 200 – 10,8	100 – 200 – 10,6	900 – 800 – –22,0
50 – 300 – 11,0	200 – 300 – 11,2	800 – 750 – –22,0
50 – 400 – 11,4	300 – 400 – 11,7	750 – 720 – –3,5
50 – 500 – 11,8	400 – 500 – 12,1	700 – 600 – –12,6
50 – 600 – 12,1	500 – 600 – 12,5	600 – 500 – –12,4
50 – 700 – 12,2	600 – 700 – 12,4	500 – 400 – –12,1
50 – 800 – 12,4	700 – 800 – 12,3	400 – 300 – –11,8
50 – 900 – 12,1	815 – 835 – 2,1	300 – 200 – –11,4
50 – 1000 – 13,5	835 – 850 – 3,1	
	850 – 900 – 22,0	
	900 – 1000 – 22,2	

Таблица 2. Средние и истинные коэффициенты линейного расширения хромистого чугуна при нагреве и охлаждении.

Нагрев ($^{\circ}\text{C}$) – среднее, α	Нагрев ($^{\circ}\text{C}$) – истинное, α	Охлаждение ($^{\circ}\text{C}$) – истинное, α
50 – 100 – 10,0	50 – 100 – 10,0	1000 – 900 – –21,5
50 – 200 – 11,1	100 – 200 – 11,1	900 – 800 – –18,2
50 – 300 – 11,3	200 – 300 – 11,6	800 – 700 – –16,3
50 – 400 – 11,8	300 – 400 – 13,2	700 – 600 – –15,3
50 – 500 – 12,1	400 – 500 – 13,6	600 – 500 – –14,7
50 – 600 – 12,2	500 – 600 – 12,5	500 – 400 – –14,2
50 – 700 – 12,8	600 – 700 – 17,2	400 – 300 – – 14,0
50 – 800 – 12,1	700 – 770 – 10,9	300 – 250 – –13,6
50 – 900 – 11,1	770 – 805 – 3,7	200 – 100 – +3,7
50 – 1000 – 12,0	805 – 865 – – 2,2	100 – 50 – +5,3
	865 – 1000 – 21,9	

Обсуждение результатов исследования. Средний температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) высокопрочного чугуна, состоящего из перлита и феррита вокруг графита (рис.1,а) в интервале температур $20 \dots 100^{\circ}\text{C}$ составляет $10,4 \cdot 10^{-6}/\text{град}$, в интервале температур $20^{\circ} \dots A_{c1}$ равен $12,2 \cdot 10^{-6}/\text{град}$, а в интервале температур $50 \dots 1000^{\circ}\text{C}$ он равен $13,5 \cdot 10^{-6}/\text{град}$. Истинный ТКЛР при нагреве в интервале температур $50 \dots 100^{\circ}\text{C}$ равен $10,3 \cdot 10^{-6}/\text{град}$. С повышением температуры нагрева ТКЛР увеличивается и в интервале температур $700 \dots A_{c1}$ он составляет $12,3 \cdot 10^{-6}/\text{град}$. В межкритическом интервале $A_{c1} \dots A_{c3}$ ТКЛР резко снижается и составляет всего $2,1 \cdot 10^{-6}/\text{град}$. Истинный ТКЛР аустенита выше 850°C и до температуры 1000°C изменяется мало и в интервале температур $900^{\circ} \dots 1000^{\circ}\text{C}$ равен $22 \cdot 10^{-6}/\text{град}$.

Истинный ТКЛР при охлаждении имеет отрицательные значения, но по абсолютной величине практически совпадает с ТКЛР высокопрочного чугуна при нагреве. Так, при охлаждении ТКЛР чугуна в интервале температур $1000^{\circ} \dots A_{r3}$ составляет $-22,0 \cdot 10^{-6}/\text{град}$. В межкритическом интервале температур $A_{r3} \dots A_{r1}$ он минимальный и составляет всего $-3,1 \cdot 10^{-6}/\text{град}$. ТКЛР продуктов распада аустенита в интервале температур $A_{r1} \dots 600^{\circ}\text{C}$ составляет $-13,0 \cdot 10^{-6}/\text{град}$. С понижением температуры ТКЛР снижается и в интервале температур $300^{\circ} \dots 200^{\circ}\text{C}$ он составляет $-11,2 \cdot 10^{-6}/\text{град}$.

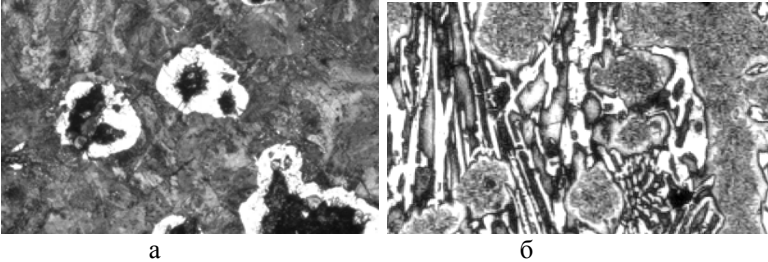


Рис.1. Микроструктура высокопрочного (а) и белого хромистого (б) чугуна в исходном состоянии, $\times 200$.

Средний температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) высокохромистого чугуна, состоящего из эвтектического цементита, мартенсита и остаточного аустенита (рис. 1, б), в интервале температур $50^{\circ} \dots 100^{\circ}\text{C}$ составляет $10 \cdot 10^{-6}/\text{град}$. В интервале температур $50^{\circ} \dots 900^{\circ}\text{C}$ за счет фазового превращения исходной структуры в аустенит понижается до $11,1 \cdot 10^{-6}/\text{град}$. При нагреве до максимальной температуры 1000°C он повышается за счет увеличения доли аустенита и равен $12,0 \cdot 10^{-6}/\text{град}$. Истинный коэффициент линейного расширения этого чугуна при нагреве в интервале температур $50^{\circ} \dots 100^{\circ}\text{C}$ равен $10 \cdot 10^{-6}/\text{град}$. С повышением температуры нагрева до 500°C он увеличивается до $13,6 \cdot 10^{-6}/\text{град}$. В интервале температур $500^{\circ} \dots 600^{\circ}\text{C}$ за счет процессов отпуска мартенситной

структуры он понижается до $12,5 \cdot 10^{-6} 1/\text{град}$. Распад остаточного аустенита на феррито – карбидную смесь в интервале температур $600^{\circ} - 700^{\circ}\text{C}$ приводит к повышению ТКЛР до $17,2 \cdot 10^{-6} 1/\text{град}$. При дальнейшем нагреве до A_{c1} (770°C) за счет уменьшения скорости распада остаточного аустенита ТКЛР понижается до $10,9 \cdot 10^{-6} 1/\text{град}$. В интервале температур $A_{c1} \dots 805^{\circ}\text{C}$ за счет фазового превращения исходной структуры в аустенит ТКЛР резко падает и равен $3,7 \cdot 10^{-6} 1/\text{град}$. За счет увеличения скорости превращения на аустенит в интервале температур $805^{\circ} \dots A_{c3}$ температурный коэффициент линейного расширения принимает отрицательное значение и равен $-2,2 \cdot 10^{-6} 1/\text{град}$. Аустенитная структура при температурах выше A_{c3} в интервале $865^{\circ} \dots 1000^{\circ}\text{C}$ имеет ТКЛР, равный $21,9 \cdot 10^{-6} 1/\text{град}$.

Истинный коэффициент линейного расширения этого чугуна в процессе охлаждения имеет отрицательные значения и понижается вплоть до температуры начала мартенситного превращения, равной 250°C . Так, в интервале температур $1000 - 900^{\circ}\text{C}$ он равен $-21,5 \cdot 10^{-6} 1/\text{град}$. При дальнейшем охлаждении он понижается и в интервале температур $300^{\circ} - 250^{\circ}\text{C}$ он составляет всего $-13,6 \cdot 10^{-6} 1/\text{град}$. Распад переохлажденного аустенита на мартенсит в интервале температур $200^{\circ} - 100^{\circ}\text{C}$ приводит к расширению образца и ТКЛР в этом случае составляет $+3,7 \cdot 10^{-6} 1/\text{град}$. Дальнейшее увеличение скорости распада аустенита на мартенсит приводит к дальнейшему увеличению ТКЛР чугуна до $+5,3 \cdot 10^{-6} 1/\text{град}$.

Выводы. На основании полученных результатов показана тесная взаимосвязь между структурным составом и истинным коэффициентом линейного расширения, реализующегося в исследованных чугунах как в процессе нагрева, так и в процессе охлаждения. Установлено, что в высокопрочном сером чугуне с перлитной структурой истинный ТКЛР монотонно повышается в процессе нагрева до A_{c1} и составляет $12,3 \cdot 10^{-6} 1/\text{град}$. В том случае, когда в процессе нагрева происходит процесс отпуска мартенситной структуры или превращение остаточного аустенита, как например в хромистом чугуне, монотонный характер изменения ТКЛР с повышением температуры нарушается. В межкритическом интервале температур $A_{c1} - A_{c3}$, независимо от характера легирования, ТКЛР сплавов снижается до нуля, при охлаждении наоборот повышается до нуля. Истинный ТКЛР аустенита в исследованных чугунах как при нагреве, так и при охлаждении имеют практически одинаковые значения. При этом ТКЛР при охлаждении имеет отрицательные значения. И только при мартенситном превращении ТКЛР всех сплавов приобретает положительные значения. Перлитно – ферритная структура как в процессе нагрева, так и в процессе охлаждения имеют практически одинаковые значения истинного ТКЛР, но с разным знаком.

Таким образом, наиболее объективные результаты при расчете напряжений в деталях и конструкциях могут быть получены только при использовании истинного коэффициента линейного расширения, опреде-

ленного в процессе охлаждения с учетом температурного интервала фазового превращения и тепловых свойств структурных составляющих сталей и чугунов. Полученные результаты имеют справочный характер и могут быть использованы для расчета напряжений в многослойных изделиях, состоящих из серого и белого высокопрочных чугунов.

1. *Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике.* Справочник. Под редакцией Б. Е. Неймарк. – М.–Л.: Энергия, 1967. –С.5–62.
2. *Михайлов–Михеев.* Справочник по металлическим материалам турбино- и моторостроения. – М:Машгиз,1961. – 238с.
3. *Неймарк Б.Е.* Новые машины и приборы для испытания металлов. – М:Металлургиздат, 1963. – С.148.
4. *Laubitz M.I.* // Canad. J. Phys. – V.38. – 1960. – №6.
5. *Гудремон Э.* Специальные стали. – Т.1. – М: Metallurgizdat, 1966. – 736с.
6. *Справочник по машиностроительным материалам.* – Т.3. – М: Машгиз, 1959. – 430с.
7. *Чиркин В.С.* Теплофизические свойства материалов. – М: Физматгиз, 1959. – 248с.
8. *Чугун.* Справочное издание. – М: Метрология, 1991. –С.336 – 411с.

*Статья рекомендована к печати:
ответственный редактор
раздела «Металловедение и материаловедение»
докт.техн.наук, проф. Г.В.Левченко,
рецензент докт.техн.наук, проф. А.М.Нестеренко*

М.Ф.Євсюков, А.О.Бровко

Вплив структурного стану на теплові властивості сталей і чавунів

Метою дослідження було комплексне вивчення зміни значень теплового коефіцієнту лінійного розширення (ТКЛР) при нагріві та при охолодженні у високо-міцних чавунах і білих зносостійких чавунах в інтервалі температур 200...1000⁰С. Здійснено оцінку впливу структурних складових на значення коефіцієнта лінійного розширення в процесі охолодження реальних виробів. Вперше наведено систематизовані дані щодо середніх та істинних значень ТКЛР (*α*) як при нагріві, так і при охолодженні в інтервалі температур від 20⁰С до 1000⁰С.