

奧氏體鋼的 相分析及其組織

Н.Ф.拉施柯

著

Н.И.叶烈明

冶金工業部鋼鐵研究院 譯

奧氏體鋼的 相分析及其組織

Н.Ф. 拉施柯 著
Н.И. 叶烈明

冶金工業部鋼鐵研究院 譯

江苏工业学院图书馆
藏书章

中国工业出版社

本書闡述了奧氏體鋼相成分的基本物理-化學研究方法，
探討奧氏體相、鐵素體相、碳化物相、氮化物相和金屬間相
的形成條件及相成分對奧氏體鋼性能的影響。

本書適於科學研究機關和工廠試驗室的工程技術人員閱
讀。

本書由冶金工業部鋼鐵研究院李企明、陳箴、董素桂、
王恩珂、李秉權、王岫文及曹用濤等同志譯校。

Н.Ф.Лашко Н.И.Еремин
ФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ И СТРУКТУРА АУСТЕНИТНЫХ
СТАЛЕЙ

МАШГИЗ (Москва, 1957)

* * *

奧氏體鋼的相分析及其組織

冶金工業部鋼鐵研究院 譯

(根據原冶金工業出版社紙型重印)

*

冶金工業部科學技術情報產品標準研究所書刊編輯室編輯

(北京燈市口71號)

中國工業出版社出版 (北京修鐵園路丙10號)

(北京市書刊出版事業許可證出字第110號)

中國工業出版社第三印刷廠印刷

新華書店北京發行所發行·各地新華書店經售

*

開本 $850 \times 1168 \frac{1}{32}$ · 印張 $8\frac{1}{8}$ · 字數 180,000

1959年12月北京第一版

1963年12月北京新一版·1963年12月北京第一次印刷

印數001—800·定價 (10-5) 1.00 元

*

統一書號: 15165·2942 (冶金—490)

序 言

本書研究有关基本相或唯一相为 γ 鉄固溶体（簡單面心晶格）的鋼各相和各种組織的分析中的某些問題。

書中研究了一系列还没有严格被确定的定义的概念。所以，为了避免閱讀中可能發生誤会，我們給書中所用的基本概念下一些定义。

相的概念还没有严格确定。吉布斯在講述热力学一般原理时給物質的相下定义为：即具有相同成分和相同热力学性能的物体，不論其尺寸、形状和分布情况如何〔1〕。相的这一定义（金屬学中所采用的）具有分析处于平衡状态的理想物質所必須的和足够的标志，但这一概念用来分析实际的、一般是不平衡的物質就不够了。

任何一种固溶体的多晶体合金（鑄造的或甚至是經变形的）是不均匀的，因为甚至在一个晶粒範圍內各不同点都具有不同的成分和热力学性能。

組織的概念也必須予以精确化。一般对“組織”这一术语理解为某一組成物單元的相互位置和相互联系。內部組織就由其單元間的相互位置和联系的方法（类型）来标志。組織的組元就是原子（离子）或分子。

組元呈規則排列的結晶組織是內部組織的一个特殊情况，与非晶型組織相反。

必須將晶体結構和晶格的概念区分开（但人們并不經常这样做）〔2〕。晶格是某一种或几种类型的組元在空間所占結

点的位置。共有 14 种晶格类型。晶体结构是排列有組織組元的晶格間的相互联系。銅、矽、金剛石、 NaCl 、 CaF_2 的組織不同，但具有同一类型晶格——面心立方。組織相近的，如 $\alpha\text{-Fe}$ 和 CaCl_2 却具有不同晶格：面心立方 (αFe) 和簡單立方 (CaCl_2)。晶体结构的类型为数很多。

外部組織就是物質中相的形狀、大小和位置。在下文中“組織”这一术语仅指外部組織。

在很多关于相的定义中，以一相轉变到另一相时性能突变作为主要标志。这一标志引起概念的混淆不清。例如，还指出相間必須有分界面〔3〕。根据这一定义多晶体金屬必須称为多相系，因为金屬的所有性能（强度性能，扩散性質等）在晶界發生突变。从这一观点出發就难以将一部分两种不同相共格联系的合金分类了。

相的这一定义引起了中間的未被精确确定的区域的概念（例如， Al-Cu 合金中的吉尼也-普列斯区域）。这一名詞是指时效温度不高时所形成的固溶体分解产物。

作者認為，在相的定义中不应包含相界面的概念，尤其是在很多情况下各相互相之間不是由某个几何面来分开，而是由一定厚度的中間層分开。

也不允許以是否能用机械方法分开作为相的定义的根据〔4〕；这样的可能性甚至在原則上也不是常能實現的。

物質中的相可用不同的鍵来表示它的特征：1) 不牢固鍵（夹杂物）；2) 可用机械方法分离的鍵（夹杂物）；3) 容易破坏的鍵（例如，石墨）；4) 共格鍵等等。相也可根据晶体中上述四种鍵来分类。

金屬組織可以是單相的（例如，作为嵌塊組織的集聚体的馬氏体組織），也可以是多相的。

作者不奢望完整地叙述有关奧氏体鋼相分析和組織分析問題，这个問題由于本書篇幅的限制，不能做到。

由于奥氏体钢的研究范围在不断扩大，对这一问题阐述的完整性也只能是相对的。

所以我们阐述只限于曾经是我們研究对象的奥氏体钢相分析中的那些部分。其中，奥氏体钢中的非金属相（夹杂物）不是作者們的研究对象。

書中只叙述那些为作者所拟制的、使用的、試驗过的或証实过的奥氏体钢的研究方法。

書中探討了有关奥氏体組織形成条件和稳定存在条件的某些事实和現有的概念，两相（ α 和 γ ）固溶体和各种 α 固溶体的存在条件；有关变形和热处理时奥氏体分解条件；还探討了有关奥氏体中碳化物相和金屬間相形成、發展及其特性的某些問題。

在将奥氏体钢性能和其他类钢性能作比較时，作者为了便于阐述，把以 α 铁晶格为基的所有钢称为铁素体钢。一般将加热时铁素体不轉变为奥氏体的钢称为铁素体钢。

近来，合成硼化物相的研究有了很大的發展。在某些钢中硼是合金元素。但是，由于硼作为合金元素在奥氏体钢中的影响問題还研究得不够，作者在本書中不討論硼化物相的分析問題。

有关这一问题的一些数据还須加以整理和系統化。由于書的篇幅所限，也不能詳細分析钢的性能和組織的关系。

由于实际的奥氏体钢是不平衡系，而且它們的不平衡状态被利用来造成各种不同的特殊性能，所以本書給金屬中相轉变和亞稳状态的理論以相当的注意。

第一，三，五，六，七章，以及第二章的第 1，2，3，4 节，第四章的第 1 节，第八章 1—4 节是由 H.Ф. 拉施柯写的。H.И. 叶列明写了第二章第 5 节；第四章第 3 节和第八章第 5 节。第四章 2，4 两节是 H.И. 叶列明和 H.Ф. 拉施柯合写的。

由 Н.И. 叶列明所拟訂的磁相分析是 Н.И. 列別强斯卡婭所做的。阳極沉淀的分离和其化学分析是 А.Ф. 里基娜和 Н.М. 波波娃及其共同工作人員做的。

X光結構研究是在 С.А. 尤迦諾娃, М.Д. 聶斯杰罗娃, К.В. 斯米尔諾娃和 Е.А. 斯狄罗娃的参加下完成的。

目 录

序言

第一章 奥氏体鋼的特点	1
1. 奥氏体鋼和鉄素体鋼的比較性能	1
2. 合金元素对鉄基合金中 α -相和 γ -相稳定性的影响	8
3. 形成奥氏体鋼的某些条件	18
第二章 奥氏体鋼的几种研究方法	26
1. 奥氏体鋼中各相的电化学分离法	26
2. 沉淀物的 x 光結構研究	36
3. 金相相分析的分异法	40
4. 用加热氧化試样表面的方法研究相成份	45
5. 研究奥氏体鋼組織的磁力金相法	50
第三章 碳化物相、分类和性能	61
第四章 奥氏体鋼中固溶体的两相組織	76
1. 奥氏体鋼中的馬氏体反应	76
2. 由于塑性变形而产生的 α -相	81
3. 奥氏体鋼时效时产生的 $\gamma \longleftrightarrow \alpha_2$ 相变	93
4. 19—9 和 17—7 类型奥氏体鋼中的各种鉄素体相	107
第五章 奥氏体鋼中不平衡組織的轉变	130
1. 亞稳状态的分类	130
2. 合金中存在扩散过程时相的亞稳轉变	133
3. 由于合金中析出相和固溶体或两相的晶格近似而产生亞稳状态的若干情况	140
4. 合金鋼中組織轉变的若干規律性	143

5. 过饱和和变形固溶体的分解	151
6. 含钼的高铬钢中的碳化物相、氮化物相 及金属间相	156
第六章 钢中元素在各相间的分布	163
1. 合金元素在碳化物相和固溶体之间的分布	163
2. 氮在固溶体和析出相间的分布	182
第七章 奥氏体钢的固溶体及其相成份	189
1. 镍对奥氏体钢相成份的影响	190
2. 锰对某些奥氏体钢相成份的影响	198
3. 钴对奥氏体钢相成份的影响	199
第八章 奥氏体钢中的金属间相	212
1. σ -相	212
2. χ -相	221
3. Me_2Me^2 (Zn_2Mg 型) 相	229
4. Ni_3Al 型与 Ni_3Ti 型的各相	232
5. 用磁性显微组织分析法研究 $\gamma \longrightarrow \delta$ 和 $\delta \longleftrightarrow \sigma$ 的相转变	239
参考文献	247

第一章 奧氏體鋼的特點

1. 奧氏體鋼和鐵素體鋼的比較性能

長期以來冶金工作者所接觸的只有鐵素體(廣義的講)鋼。

1888年加德菲爾德得到了在室溫下穩定地以奧氏體狀態存在的高錳鋼。

毛列爾等人在1910—1914年創造了鉻鎳奧氏體鋼。在最近40年中，人們學會了製造各種不同的奧氏體鋼，利用它們比鐵素體鋼優越的特點。

在給定的應力下，奧氏體鋼的塑性變形能力比鐵素體鋼為強。這一點與 α 鐵和 γ 鐵變體的結晶組織的特點有關。奧氏體鋼中塑性變形主要是沿八面體面 $[111]$ 靠滑移發生，這是面心晶格金屬的特點。這一面上金屬原子排列最密。在這一面的滑移向(對角綫)上原子排列也最密。在面心立方晶格中存在著四系面 $[111]$ 。

在體心立方晶格的鐵素體鋼中，便于滑移的面(原子排列最密的)的數量比奧氏體中少。鐵素體鋼中滑移帶不像在奧氏體鋼中沿着平面且嚴格相平行，而經常呈現為彎曲的綫條。

塑性變形時 α 鐵晶格最合適的滑移面還沒有明確。滑移面 $[110]$ ， $[112]$ 和 $[123]$ 的可能性較大。在合金鐵素體鋼中滑移面的數量可能還要少。例如，巴爾來脫，安謝爾和梅爾 $[5]$ 指出，矽和鐵素體的固溶體中滑移變形僅在一個面 $[110]$ 上發生，這一點也決定了這些鋼的較低的塑性。

在具有面心晶格的金屬中，尤其是在奧氏體鋼中容易發生有助於塑性變形過程的退火孪晶 $[6]$ 。退火孪晶將鋼的晶粒分成幾部分，鄰近兩部分發生方向不同的滑移(圖1)。

鉄素体鋼中沒有退火孪晶，但發生特殊的变形孪晶，在快速的塑性变形以及低温时形成。鉄素体鋼中存在变形孪晶說明金屬塑性竭尽或發生塑性很小的断裂。变形孪晶的形成机理还没有研究。



圖1 5H69 鋼淬火和在 800° 1 小时时效后用塑性壓縮所引起的滑移变形。×300

一般鉄素体鋼在試样断裂时的延伸率不超过30%，而奥氏体鋼的延伸率比鉄素体鋼大一倍。

奥氏体鋼由于它的塑性变形性能在冷加工时具有比鉄素体鋼高得多的强化能力。同时奥氏体鋼还具有較高韌性，某些奥氏体鋼还有較高的耐磨性。利用具有这些性能的奥氏体鋼来制作耐挤揉、耐冲击、耐磨損的零件：铁路和电車路的道岔，碎石机的牙片等等。为此采用最便宜的 Fe-Mn-C 系奥氏体鋼，例如，Г13 鋼（哈德菲尔德，含 1.2%C 和 12—14%Mn）。

奥氏体鋼較高的塑性变形能力及冷加工时的高强化能力是

比鉄素体鋼切削加工性能較差的原因〔7〕。高錳鋼的奧氏体強化程度最高，其次为鎳鋼的奧氏体。鉄和鉄素体鋼的強化程度較低。

拉伸奧氏体錳鋼試样时發生均匀的变形，沒有显著的局部断面收縮。奧氏体鎳鋼拉伸时，除較大的均匀延伸外，还形成局部断面收縮（頸）。

必須指出，「13 鋼的耐磨性只有在有冷加工条件（施压力时）下才能有效地表現出来，不施加相当的力量，例如在噴砂机的作用下看不到。

在用合金元素强化和热处理方法强化方面奧氏体鋼和鉄素鋼的區別很大。一般所采用的奧氏体鋼的强度上限略超过 100 公斤/毫米²，而鉄素体鋼的抗拉强度極限可达 250 公斤/毫米²左右。鉄素体鋼所可能达到的極限硬度也比奧氏体鋼高得多。这是由于，在奧氏体鋼中基本上只存在着合金元素强化的两种潜力：固溶体强化及与固溶体和析出相相互作用相关联的强化。在鉄素体鋼中，除此以外还有一个强有力的强化潜力，就是固溶体形成亞稳定馬氏体組織。

奧氏体鋼在高温时的性質之所以不同于鉄素体鋼在很大程度上取决于 α 和 γ 晶格中鉄原子自扩散和合金元素扩散的速度不相同（表 1）。这一區別即表現在对激活能大小及对扩散系数公式中第一項（即 D_0 ）数值的影响上

$$D = D_0 e^{-\frac{Q}{kT}}。$$

在文献中关于鉄的自扩散有很多不同的数据。表 1 列出的数值近于各研究工作者所得数据的平均数。

α -鉄中原子扩散速度比 γ -鉄中要大得多，这一点决定了鉄素体鋼和奧氏体鋼中再結晶进程的区别。鉄素体鋼冷加工后的再結晶温度以及最大軟化温度在 450—600°C 範圍內，而在奧

表 1

扩散 元素	溶		剂	
	α -铁		γ -铁	
	D_0 , 厘米 ² /秒	Q, 千卡/克-原子	D_0 , 厘米 ² /秒	Q, 千卡/克-原子
C	7.9×10^{-3}	18100	$0.07(1+0.8C)^*$	32000
N	5.2×10^{-4}	20000	1.07×10^{-1}	31000
H	7.6×10^{-4}	2300	1.5×10^{-2}	12000
Mo	3.5	57700	68×10^{-2}	59000
Fe	2.300	73200	58	74200

* 表中 C 为碳含量。

氏体鋼中这些温度提高到 800° 或 800° 以上。这两类鋼再結晶速度的不同在很大程度上与化学成分不可避免的变化有关。

在金屬和合金高温蠕变和断裂的現象中，决定原子移动速度的扩散过程起着主要的作用。因此就可以理解为什么热强性較高的合金以奥氏体鋼为基。热强鉄素体鋼的極限使用温度不超过 550°C ，而奥氏体热强合金几乎可工作至 800°C 。

碳，氮，和氢在奥氏体中的溶解度比在鉄素体中为高是大家熟知的。奥氏体鋼比較不易形成白点，在固态焊接后不易形成裂紋主要是因为氢在 γ -相中溶解度較高。

許多奥氏体鋼的特点之一是它的膨脹系数比鉄素体鋼高。例如，鎳錳鋼（8—10%Ni 和 4—10%Mn）在不高的温度下的綫膨脹系数为 $18-20 \times 10^{-6}$ ，而珠光体鋼为 $12-15 \times 10^{-6}$ 。

必須指出，在 Fe-Ni 系中存在着 200°C 以下膨脹系数非常低的合金（例如，含 Ni36% 的英瓦尔），这一点，看来，与自發磁化区的磁致伸縮有关。高温时 这些合金 失去了这一优点。

很多种奥氏体鋼用来作为耐酸和抗氧化的鋼〔8〕—〔10〕。

很多情況下耐酸性與抗氧化性不一致，因為合金溶解的本質與合金在加熱時氧化的本質有別。例如，有十分耐酸（含大量Mo）但不抗氧化的合金。耐酸性和鋼的組織特點有極大的關係，抗氧化性對組織變化不太敏感。

看來，結晶組織對耐酸性和抗氧化性具有一定的影響，但加入能造成鈍化狀態的和在表面上形成在周圍熱氣體介質作用下不破壞的致密氧化膜的合金元素起決定性的作用。加入矽，鉻和鉬對造成耐酸性起決定作用，而要造成抗氧化性則用矽鉻和鉬來合金化。

鐵基合金的特殊狀態，是因為在其中發生同素異形的變化。 910°C 以下鐵具有體心 α 晶格。 910°C 時組織突變成直到 1401°C 穩定存在的緊堆面心 γ 晶格， 1401°C 時組織重又突變成體心晶格。

以前曾不止一次地討論過鐵和其合金同素異形轉變的原因。依產生條件的不同存在着兩類同素異形轉變：1）在加熱時發生——“溫度”上的，2）形成固溶體時發生——濃度上的。大家知道，某些沒有同素異形轉變的純金屬，例如，鋁，鋅和其他，在加入少量其他合金元素時，也會發生這些轉變。某些作者（延生〔11〕，列別捷夫〔12〕，斯維契尼柯夫〔13〕）認為鐵本身沒有“溫度”異形轉變，在加入合金元素後才發生。由於這一觀點未得到証實，下面我們將認為鐵本身具有在合金元素的作用下變化的同素異形轉變。

兩相（這裡為 α 和 γ 相）的相對穩定性取決於它們的特徵函數，尤其是自由能的對比具有較小的特徵函數的相是穩定的。實驗證明，在 $910—1401^{\circ}\text{C}$ 溫度範圍內 α -相鐵的自由能超過 γ 相的自由能〔14〕〔15〕， 910°C 以下和 1401°C 以上 γ -相的自由能比 α 相的自由能大。

同素異形轉變的熱力學分析不從其具體的物理本質出發。鐵的同素異形轉變原因還不清楚。在這方面，存在着幾種假說。

例如，德林盖尔〔16〕認為鐵的同素异形轉變與鐵磁性及產生鐵磁性的原因有關。H.B. 別洛夫〔17〕曾嘗試用在 α -結構中存在着兩種游離程度不同的離子，而在 γ -結構中離子是一樣的來解釋鐵的同素异形轉變。

關於奧氏體（ γ -相）的組織現在沒有一致的意見。碳原子（或離子）在鐵原子（離子）所形成的面心晶格中的位置問題現在還是有爭論的。大家知道， γ -鐵的結構為三層鐵離子緊堆而成，離子半徑為 $1.27kX$ 。可以設想，半徑較小的碳原子（或離子）應該位於 γ -鐵晶格鐵離子的間隙中。這樣的間隙（空隙）可能有兩種：1）周圍有六個離子的八面體間隙和2）周圍有八個離子的四面體間隙。普通面心晶格中八面體間隙的中心為基本晶格的稜的中心及晶格中心。鐵離子呈球對稱時八面體空隙中可以放入直徑等於鐵離子直徑 0.414 的離子，即等於 $0.50kX$ 。但是，根據金剛石晶格所計算得的碳原子半徑等於 $0.77kX$ 。假如認為，碳間隙插入鐵的晶格，那麼晶格常數應該變化很大，實際上沒有發生這種現象， γ -鐵中碳飽和時按重量等於 2% 左右， γ -晶格常數應該變化 $0.4—0.5kX$ ，實際上這一常數只增加百分之幾 kX 。

在四面體空隙中更不可能存在碳原子，因為四面體空隙中只可能放入直徑等於 0.225 鐵離子直徑的小球。

根據這些數據作出了以下假設： γ -鐵中碳原子不是以原子狀態，而是以離子狀態存在。捷依脫，庫巴雪夫斯基〔18〕，普洛斯維林〔19〕，古特爾曼和列別捷夫〔20〕的研究結果有利於這一假設。他們的實驗證明：在加熱的鋼試樣中通過直流電時，碳原子向陰極移動。在這樣的假設下仍難以解釋奧氏體較小的硬度和較大的塑性，因為形成間隙固溶體時金屬硬度急劇上升。

關於奧氏體間隙組織的假設與海格的經驗定則也不相符合，按海格定則間隙元素原子半徑與金屬原子半徑的比不應超

过0.59，碳和鐵原子半徑的比等于0.60。

很多金屬学課本指出，碳在奧氏体組織八面体間隙中的位置已經实验証实，同时还举出別契的著作〔21〕为依据。別洛夫〔22〕很合理地指出，这一著作不能認為是足够令人信服的，因为作为証实碳在奧氏体八面体間隙中位置的基础的X光射綫强度的測定在測度的誤差範圍內。除此以外，由于不可能在室温試驗 γ 鐵，在測定射綫强度时采用銅。根据H.B. 別洛夫的意見，碳在奧氏体中以負离子存在，因而尺寸較大；离子位于晶格的結点上。

这样，关于碳原子（离子）在奧氏体晶格中的位置問題迄今还没有最終解决。

格林和曼尼格〔23〕指出， α 鐵和 γ 鐵中电子状态的密度分布不一样。无疑的，这一情况必然影响 α 和 γ 相在不同条件下的不同稳定性。但是，現在还没有确定 α 和 γ 相中电子状态密度分布数据和其稳定性之間的直接关系。

随着 $\alpha \rightarrow \gamma$ 的轉变不仅發生与晶格变化相联系的鐵离子容积变化，而且还發生状态的变化，尤其是离子半徑的变化。这一点从下面可以看到。設 α 鐵和 γ 鐵的离子半徑为 r 和 r' ，其晶格常数为 d 和 d' ，則相应的比容的比将为：

$$\frac{1}{2} \left(\frac{4r}{\sqrt{3}} \right)^3 : \frac{1}{4} \left(\frac{4r'}{\sqrt{2}} \right)^3 = 1 + X,$$

式中 X ——容积的变化。

$r=r'$ 时，容积 X 的变化等于9%左右。实际上，根据X光結構分析和膨脹仪分析結果， $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 鐵轉变时容积的变化等于1.16%〔24〕，〔25〕。将 $X=1.16$ 的数值代入（1）式，得

$$\frac{r'}{r} = 1.024.$$

因此， γ -鐵的离子半徑比 α 鐵的离子半徑大2.4%。

2. 合金元素对鉄基合金中 α -相和 γ -相稳定性的影响

鉄基合金的分类对研究是否有可能得到具有所要求的組織和性能的合金有重大意义。鉄基合金由于鉄的同素异形轉变具有与其他基合金不同的特点。所以鉄基合金的分类應該区别于其他合金的分类。

下面我們来研究微弗尔〔26〕，古里亞也夫〔27〕和柯尔尼洛夫〔28〕提出的二元鉄基合金分类法。

微弗尔将二元鉄基合金分为 γ 区扩大的合金和 γ 区縮小的合金。这种鉄基合金分类法在稍作修改后得到了广泛的应用。这种分类法还不能認為是足够恰当的，因为在一系列元素对 γ -相的稳定性方面根据这一分类，可能得出不正确的概念。例如鈷对 γ 区稍有扩大，但已知在Fe-Co合金中在一定濃度和一定温度下鈷可降低 γ 相的稳定性。根据这一分类法，鉻仅仅縮小 γ 区，但在鉄中加入鉻到一定数量时，在一定温度下它扩大 γ 区，促进 $\alpha \rightarrow \gamma$ 的轉变。况且微弗尔的分类法不够完善，而且沒有全部包括各种可能的和已存在的鉄基合金种类。

A.П. 古里亞也夫提出的二元鉄基合金分类法是比較成功的。这种情况下按元素对 A_3 和 A_4 点位置变化的影响把合金分为四类（每类中有两小类）。第一类中 A_4 点升高， A_3 点降低；第二类中 A_4 点降低， A_3 点升高；第三类中 A_4 和 A_3 点都升高（Fe-Co）；第四类中 A_4 和 A_3 都降低（Fe-Cr）。元素在鉄中具有足够溶解度的合金属于第一小类，元素在鉄中溶解度小的合金属于第二小类。这样的分类也是形式的，沒有考虑元素对鉄基合金中組織轉变影响的本質。

И.И. 柯尔尼洛夫分类法仅按元素在鉄中的溶解度来把合金分类。在此分类法中沒有考虑与鉄同素异形轉变有关的重要特性。