

奥氏体钢的 相分析及其组织

Н.Ф.拉施柯 著

Н.И.叶烈明

冶金工业部钢铁研究院 译

冶金工业出版社

75.13
318

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

210590/08

冶 金 工 業 出 版 社

內 容 提 要

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。

本書適于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、陳麓、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

冶金工業出版社出版（地址：北京市燈市口甲45號）

北京市書刊出版業營業許可証出字第093號

北京535工廠印 新華書店發行

—— * ——
1959年12月第一版

1959年12月北京第一次印刷

印數 3,012 冊

開本850×1168·1/32·180,000字·印張8張·

—— * ——
統一書號15062·1956 定價 1.00 元

序 言

本書研究有关基本相或唯一相为 γ 铁固溶体(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状、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。

由于奥氏体鋼的研究范围在不断扩大，对这一問題闡述的完整性也只能是相对的。

所以我們闡述只限于曾經是我們研究对象的奥氏体鋼相分析中的那些部分。其中，奥氏体鋼中的非金属相（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鋼的研究方法。

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。

在将奥氏体鋼性能和其他类鋼性能作比較时，作者为了便于闡述，把以 α 鉄晶格为基的所有鋼称为鉄素体鋼。一般将加热时鉄素体不轉变为奥氏体的鋼称为鉄素体鋼。

近来，合成硼化物相的研究有了很大的發展。在某些鋼中硼是合金元素。但是，由于硼作为合金元素在奥氏体鋼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。

有关这一問題的一些数据还須加以整理和系統化。由于書的篇幅所限，也不能詳細分析鋼的性能和組織的关系。

由于实际的奥氏体鋼是不平衡系，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 Н.Ф. 拉施柯写的。Н.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 Н.И. 叶列明和 Н.Ф. 拉施柯合写的。

由 Н.И. 叶列明所拟訂的磁相分析是 Н.И. 列別强斯卡經所做的。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	奥氏体钢的特点	1
1.	奥氏体钢和铁素体钢的比较性能	1
2.	合金元素对铁基合金中 α -相和 γ -相稳定性的影响	8
3.	形成奥氏体钢的某些条件	18
第二章	奥氏体钢的几种研究方法	26
1.	奥氏体钢中各相的电化学分离法	26
2.	沉淀物的x光结构研究	36
3.	金相相分析的分异法	40
4.	用加热氧化试样表面的方法研究相成份	45
5.	研究奥氏体钢组织的磁力金相法	50
第三章	碳化物相、分类和性能	61
第四章	奥氏体钢中固溶体的两相组织	76
1.	奥氏体钢中的马氏体反应	76
2.	由于塑性变形而产生的 α -相	81
3.	奥氏体钢时效时产生的 $\gamma \rightleftharpoons \alpha_2$ 相变	93
4.	19—9 和 17—7 类型奥氏体钢中的各种铁素体相	107
第五章	奥氏体钢中不平衡组织的转变	130
1.	亚稳状态的分类	130
2.	合金中存在扩散过程时相的亚稳转变	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亚稳状态的若干情况	140
4.	合金钢中组织转变的若干规律性	143

5.	过饱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 $\gamma \rightarrow \delta$ 和 $\delta \rightleftharpoons \sigma$ 的相转变	239
参考文献		247

第一章 奥氏体鋼的特点

1. 奥氏体鋼和鉄素体鋼的比較性能

长期以来冶金工作者所接触的只有鉄素体(广义的講)鋼。

1888年加德菲尔德得到了在室温下稳定地以奥氏体状态存在的高錳鋼。

毛列尔等人在1910—1914年創造了鉻鎳奥氏体鋼。在最近40年中,人們学会了制造各种不同的奥氏体鋼,利用它們比鉄素体鋼优越的特点。

在給定的应力下,奥氏体鋼的塑性变形能力比鉄素体鋼为强。这一点与 α 鉄和 γ 鉄变体的結晶組織的特点有关。奥氏体鋼中塑性变形主要是沿八面体面〔111〕靠滑移發生,这是面心晶格金屬的特点。这一面上金屬原子排列最密。在这一面的滑移向(对角綫)上原子排列也最密。在面心立方晶格中存在着四系面〔111〕。

在体心立方晶格的鉄素体鋼中,便于滑移的面(原子排列最密的)的数量比奥氏体中少。鉄素体鋼中滑移带不像在奥氏体鋼中沿着平面且严格相平行,而經常呈現为弯曲的綫条。

塑性变形时 α 鉄晶格最合适的滑移面还没有明确。滑移面〔110〕,〔112〕和〔123〕的可能性較大。在合金鉄素体鋼中滑移面的数量可能还要少。例如,巴尔来脫,安謝尔和梅尔〔5〕指出,矽和鉄素体的固溶体中滑移变形仅在一个面〔110〕上發生,这一点也决定了这些鋼的較低的塑性。

在具有面心晶格的金屬中,尤其是在奥氏体鋼中容易發生有助于塑性变形过程的退火孪晶〔6〕。退火孪晶将鋼的晶粒分成几部分,邻近两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。

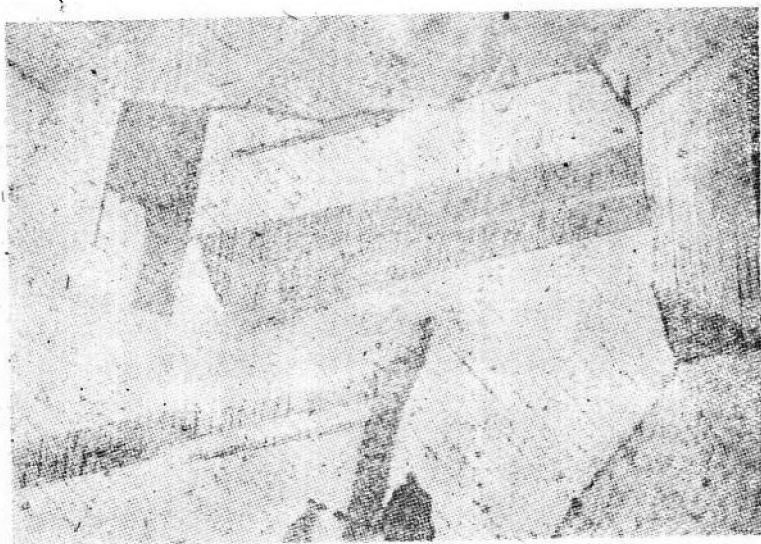


圖1 ЭИ69 鋼淬火和在 800°C 1 小时时效后用塑性壓縮所引起的滑移变形。×300

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韧性，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：鉄路和电車路的道岔，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

比铁素体钢切削加工性能较差的原因〔7〕。高锰钢的奥氏体强化程度最高，其次为镍钢的奥氏体。铁和铁素体钢的强化程度较低。

拉伸奥氏体锰钢试样时发生均匀的变形，没有显著的局部断面收缩。奥氏体镍钢拉伸时，除较大的均匀延伸外，还形成局部断面收缩（颈）。

必须指出，「13 钢」的耐磨性只有在有冷加工条件（施压力时）下才能有效地表现出来，不施加相当的力量，例如在喷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奥氏体钢和铁素钢的区别很大。一般所采用的奥氏体钢的强度上限略超过 100 公斤/毫米²，而铁素体钢的抗拉强度极限可达 250 公斤/毫米²左右。铁素体钢所可能达到的极限硬度也比奥氏体钢高得多。这是由于，在奥氏体钢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。在铁素体钢中，除此以外还有一个强有力的强化潜力，就是固溶体形成亚稳定马氏体组织。

奥氏体钢在高温时的性质之所以不同于铁素体钢在很大程度上取决于 α 和 γ 晶格中铁原子自扩散和合金元素扩散的速度不相同（表 1）。这一区别即表现在对激活能大小及对扩散系数公式中第一项（即 D_0 ）数值的影响上

$$D = D_0 e^{-\frac{Q}{kT}}$$

在文献中关于铁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 -铁中原子扩散速度比 γ -铁中要大得多，这一点决定了铁素体钢和奥氏体钢中再结晶进程的区别。铁素体钢冷加工后的再结晶温度以及最大软化温度在 450—600°C 范围内，而在奥

表 1

扩散 元素	溶		剂	
	α -鉄		γ -鉄	
	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征函數，尤其是自由能的對比具有較小的特征函數的相是穩定的。實驗證明，在910—1401°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与鐵磁性及产生鐵磁性的原因有关。H.B. 別洛夫〔17〕曾嘗試用在 α -結構中存在着两种游离程度不同的离子，而在 γ -結構中离子是一样的来解釋鐵的同素异形轉變。

关于奥氏体(γ -相)的組織現在沒有一致的意見。碳原子(或离子)在鐵原子(离子)所形成的面心晶格中的位置問題現在还是有爭論的。大家知道， γ -鐵的結構为三層鐵离子紧堆而成，离子半徑为 1.27kX 。可以設想，半徑較小的碳原子(或离子)應該位于 γ -鐵晶格鐵离子的間隙中。这样的間隙(空隙)可能有两种：1) 周圍有六个离子的八面体間隙和2) 周圍有八个离子的四面体間隙。普通面心晶格中八面体間隙的中心为基本晶格的棱的中心及晶格中心。鐵离子呈球对称时八面体空隙中可以放入直徑等于鐵离子直徑 0.414 的离子，即等于 0.50kX 。但是，根据金剛石晶格所計算得的碳原子半徑等于 0.77kX 。假如認為，碳間隙插入鐵的晶格，那么晶格常数應該变化很大，实际上沒有發生这种現象， γ -鐵中碳饱和时按重量等于 2% 左右， γ -晶格常数應該变化 $0.4-0.5\text{kX}$ ，实际上这一常数只增加百分之几 kX 。

在四面体空隙中更不可能存在碳原子，因为四面体空隙中只可能放入直徑等于 0.225 鐵离子直徑的小球。

根据这些数据作出了以下假設： γ -鐵中碳原子不是以原子状态，而是以离子状态存在。捷依脫，庫巴雪夫斯基〔18〕，普洛希維林〔19〕，古特尔曼和列別捷夫〔20〕的研究結果有利于这一假設。他們的實驗証明：在加热的鋼試样中通过直流电时，碳原子向阴極移动。在这样的假設下仍难以解釋奥氏体較小的硬度和較大的塑性，因为形成間隙固溶体时金屬硬度急剧上升。

关于奥氏体間隙組織的假設与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与金屬原子半徑的比不应超

过0.59, 碳和鉄原子半徑的比等于0.60。

很多金属学課本指出, 碳在奥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, 因为作为証实碳在奥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 鉄, 在測定射綫强度时采用銅。根据H.B. 別洛夫的意見, 碳在奥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)在奥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 鉄和 γ 鉄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鉄离子容积变化, 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 鉄和 γ 鉄的离子半徑为 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, $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 鉄轉变时容积的变化等于1.16%〔24〕, 〔25〕。將 $X=1.16$ 的数值代入(1)式, 得

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

因此, γ -鉄的离子半徑比 α 鉄的离子半徑大2.4%。

2. 合金元素对铁基合金中 α -相和 γ -相稳定性的影响

铁基合金的分类对研究是否有可能得到具有所要求的组织和性能的合金有重大意义。铁基合金由于铁的同素异形转变具有与其他基合金不同的特点。所以铁基合金的分类应该区别于其他合金的分类。

下面我们来研究微弗尔〔26〕，古里亚也夫〔27〕和柯尔尼洛夫〔28〕提出的二元铁基合金分类法。

微弗尔将二元铁基合金分为 γ 区扩大的合金和 γ 区缩小的合金。这种铁基合金分类法在稍作修改后得到了广泛的应用。这种分类法还不能认为是足够恰当的，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。例如钴对 γ 区稍有扩大，但已知在Fe-Co合金中在一定浓度和一定温度下钴可降低 γ 相的稳定性。根据这一分类法，铬仅仅缩小 γ 区，但在铁中加入铬到一定数量时，在一定温度下它扩大 γ 区，促进 $\alpha \rightarrow \gamma$ 的转变。况且微弗尔的分类法不够完善，而且没有全部包括各种可能的和已存在的铁基合金种类。

A.П. 古里亚也夫提出的二元铁基合金分类法是比较成功的。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）。元素在铁中具有足够溶解度的合金属于第一小类，元素在铁中溶解度小的合金属于第二小类。这样的分类也是形式的，没有考虑元素对铁基合金中组织转变影响的本质。

И.И. 柯尔尼洛夫分类法仅按元素在铁中的溶解度来把合金分类。在此分类法中没有考虑与铁同素异形转变有关的重要特性。